



**Maria Rosa
Nunes Soares**

**Efeitos dos ciclos de envelhecimento no
comportamento de ligas de alumínio**



**Maria Rosa
Nunes Soares**

**Efeitos dos ciclos de envelhecimento no
comportamento de ligas de alumínio**

Dissertação apresentada à Universidade de Aveiro para cumprimento dos requisitos necessários à obtenção do grau de Mestrado em Engenharia de Materiais, realizada sob a orientação científica do Doutor Fernando Manuel Bico Marques, Professor Catedrático do Departamento de Engenharia Cerâmica e do Vidro da Universidade de Aveiro.

o júri

Presidente

Prof. Doutor Jorge Ribeiro Frade

Professor Catedrático do Departamento de Engenharia Cerâmica e do Vidro da Universidade de Aveiro

Vogais

Prof. Doutor Fernando Manuel Bico Marques

Professor Catedrático do Departamento de Engenharia Cerâmica e do Vidro da Universidade de Aveiro

Prof. Doutor Rui Ramos Ferreira e Silva

Professor Associado do Departamento de Engenharia Cerâmica e do Vidro da Universidade de Aveiro

Doutor Rogério Paulo Alves Lopes

Especialista no domínio da Tecnologia Metalúrgica

Agradecimentos

Ao Professor Doutor Fernando M. B. Marques pela sua disponibilidade e empenho na orientação deste trabalho.

À empresa Extrusal pela oportunidade concedida para a realização deste trabalho, pela disponibilização de material e meios para a produção de perfis e pela realização de tratamentos térmicos e ensaios mecânicos.

À Engenheira Margarida M. M. Martins pela sua disponibilidade e ajuda indispensável no planeamento e realização deste trabalho.

Ao Professor Doutor Augusto Lopes pela sua disponibilidade e ajuda na observação de amostras em microscopia electrónica de transmissão e pela ajuda na interpretação destes resultados.

Aos colegas Ana Figueiredo, Bruno Marques, Cláudia Devezas, Cláudio Nico, Rita Pires e Teresa Esteves, pelo apoio, paciência, motivação e amizade.

palavras-chave

Ligas de alumínio, tratamentos térmicos, endurecimento por precipitação, envelhecimento interrompidos.

Resumo

Neste trabalho estudou-se a relação entre o comportamento mecânico e a microestrutura da liga de alumínio 6082, sujeita a diferentes condições de tratamento térmico de envelhecimento. Os perfis de liga estudada resultam de um processo de extrusão industrial da empresa Extrusal. Este trabalho pode ser dividido em duas partes, a primeira com interesse industrial directo e a segundo indirecto. Na primeira parte começou-se por estudar o comportamento mecânico da liga extrudida e envelhecida industrialmente durante seis tempos de envelhecimento diferentes. Na segunda parte do trabalho estudaram-se tratamentos térmicos de envelhecimento diferentes dos utilizados industrialmente. Deu-se especial importância a um tratamento térmico de envelhecimento interrompido.

O estudo das propriedades mecânicas foi feito com recurso a ensaios de tracção e de microdureza Vickers. A análise microestrutural foi feita com recurso à microscopia electrónica de transmissão (TEM) e à microscopia electrónica de varrimento (SEM). O seguimento do envelhecimento artificial da liga ao longo do tempo permitiu identificar um pico de envelhecimento para o qual as propriedades mecânicas são máximas. Verificou-se que a este máximo de propriedades mecânicas está associada uma microestrutura com uma grande densidade de precipitados (presumivelmente de Mg_2Si como fase β''), finos e distribuídos uniformemente pela matriz de alumínio.

A existência de precipitados incoerentes, com grandes dimensões em todas as amostras observadas em TEM e SEM levantou alguma incerteza quanto à condição inicial de solubilização dos elementos de liga no processo industrial. Um estudo feito neste sentido revelou que a liga sujeita a tratamento térmico de solubilização nas condições indicadas pelo fornecedor, apresenta os mesmos precipitados incoerentes observados para a liga solubilizada industrialmente. A existência destes precipitados não condiciona a aptidão da liga para endurecer por precipitação.

Um tratamento térmico de envelhecimento interrompido revelou originar propriedades mecânicas ligeiramente superiores às da liga sujeitas a T6, justificando-se maior atenção no futuro em relação ao potencial deste tipo de tratamento.

keywords

Aluminum alloys, heat treatment, precipitation hardening, secondary precipitation.

abstract

In this work it was studied the relation between the mechanical behavior and the microstructure of the 6082 aluminum alloy, after different heat treatment conditions. The alloy profiles are obtained by industrial extrusion at Extrusal, a local factory. This work can be split in two parts, the first one with direct industrial interest and the second one with indirect interest. The first part consisted of a study of the mechanical behavior of the industrially extruded alloy after six different aging times. In the second part of the work different aging heat treatments, with respect to those used in the industry, were studied. It was given special consideration to an interrupted aging heat treatment.

The study of the mechanical properties was made by tensile and Vickers microhardness tests. The microstructural analysis was performed using transmission electron microscopy (TEM) and scanning electron microscopy (SEM). Artificial aging as a function of time allowed the identification of a peak where the mechanical properties are maximum. It was verified that this peak of optimal mechanical properties is associated to a microstructure with a high density of precipitates (presumably of Mg_2Si in β'' phase), thin and uniformly distributed within the aluminum matrix.

The existence of incoherent precipitates, with large dimensions in every sample observed by TEM and SEM suggests some uncertainty on the initial condition of dissolution of alloy elements in the industrial process. A study on this issue revealed that the alloy after heat treatment under the conditions indicated by the alloy supplier presents the same incoherent precipitates observed in the industrial alloy. The existence of these precipitates doesn't limit the ability of this alloy to harden by precipitation.

An interrupted aging heat treatment revealed mechanical properties slightly better if compared to the alloys submitted to T6, enhancing the need for further consideration of the potential of this kind of treatment.

Índice geral

Capítulo 1 – Introdução	1
1.1 Características do alumínio	1
1.2 Ligas de alumínio	2
1.2.1 Nomenclatura das ligas de alumínio	3
1.2.2 Nomenclatura dos tratamentos térmicos das ligas de alumínio	4
1.2.2.1 Condição metalúrgica T	4
1.2.3 Serie 6xxx	5
1.2.3.1 Liga 6082	6
1.3. Bibliografia.....	7
 Capítulo 2 – Tratamentos térmicos das ligas de alumínio	 9
2.1. Endurecimento por precipitação das ligas de alumínio	9
2.1.1. Mecanismos de endurecimento	10
2.2. Endurecimento por precipitação nas ligas da serie 6xxx	11
2.2.1. Tratamento térmico de solubilização	12
2.2.1.1. Diagrama de fases Al-Mg ₂ Si	13
2.2.2. Têmpera	14
2.2.3. Envelhecimento	15
2.2.3.2. Sequência de precipitados	16
2.2.4. Efeito do excesso de silício na liga 6082	20
2.2.5. Envelhecimento natural e envelhecimento artificial	21
2.2.6. Efeito do envelhecimento natural no envelhecimento artificial subsequente.....	21
2.2.7. Precipitação secundária e envelhecimentos interrompidos	22
2.3. Processo de extrusão	24
2.3.1. Processo industrial de extrusão	24

2.4. Bibliografia	26
Capítulo 3 – Procedimento experimental	27
3.1. Parâmetros de processamento e características da liga	28
3.1.1. Estudo do efeito do tempo de envelhecimento nas propriedades da liga	29
3.1.2. Estudo do estado de solubilização dos elementos de liga após extrusão	30
3.1.3. Efeito do tempo de espera entre a têmpera e o envelhecimento artificial	31
3.1.4. Envelhecimentos efectuados em condições diferentes das indústrias.....	32
3.2. Avaliação das propriedades mecânicas	34
3.2.1. Ensaios de tracção	34
3.2.2. Ensaios de microdureza Vickers	36
3.3. Análise microestrutural da liga	38
3.3.1. Microscopia electrónica de varrimento (SEM)	38
3.3.1.1. Preparação das amostras para observação em SEM	39
3.3.2. Microscopia electrónica de transmissão (TEM)	39
3.3.2.1. Preparação das amostras para observação em TEM.....	40
3.4. Bibliografia	40
Capítulo 4 – Resultados	41
4.1. Estudo do efeito do tempo de envelhecimento nas propriedades da liga	41
4.1.1. Propriedades mecânicas	41
4.1.1.1. Resultados dos ensaios de tracção	42
4.1.1.2. Resultados dos ensaios de microdureza Vickers	46
4.1.1.3. Correlação entre a resistência mecânica e a microdureza	48
4.1.2. Análise microestrutural	49
4.1.2.1. Resultados de SEM	49
4.1.2.1. Resultados de TEM	60
4.1.3. Relação entre as propriedades mecânicas e as microestruturas	65
4.2. Estudo do estado de solubilização dos elementos de liga	66
4.2.1. Resultados dos ensaios de microdureza Vickers	66

4.2.2. Análise microestrutural	67
4.2.2.1. Resultados de SEM	67
4.2.2.2. Resultados de TEM	72
4.2.3. Relação entre as propriedades mecânicas e as microestruturas	72
4.3. Efeito do tempo de espera entre a têmpera e o envelhecimento artificial	73
4.3.1. Resultados dos ensaios de microdureza Vickers	73
4.4. Envelhecimentos efectuados em condições diferentes das indústrias	74
4.4.1. Resultados de propriedades mecânicas	75
4.4.1.1. Resultados dos ensaios de tracção	75
4.4.1.2. Resultados dos ensaios de microdureza Vickers	76
4.4.2. Análise microestrutural	78
4.4.2.1. Resultados de SEM	78
4.4.2.2. Resultados de TEM	84
4.4.3. Relação entre as propriedades mecânicas e as microestruturas	86
4.5. Conclusões	87
4.6. Trabalho futuro	89
4.7. Bibliografia	90
Anexos	92

Lista de abreviaturas

- 1xxx** – Representa um conjunto de ligas designadas comercialmente puras
- 2xxx** – Representa um conjunto de ligas de alumínio em que o principal elemento de liga é o cobre
- 3xxx** – Representa um conjunto de ligas de alumínio em que o principal elemento de liga é o manganês
- 4xxx** – Representa um conjunto de ligas de alumínio em que o principal elemento de liga é o silício
- 5xxx** – Representa um conjunto de ligas de alumínio em que o principal elemento de liga é o magnésio.
- 6xxx** – Representa um conjunto de ligas de alumínio em que os principais elementos de liga são o silício e o magnésio
- 7xxx** – Representa um conjunto de ligas de alumínio em que os principais elementos de liga são o zinco e o magnésio
- 8xxx** – Representa um conjunto de ligas de alumínio especiais
- A** – Alongamento percentual até à fractura
- $A_{\text{indentação}}$** – Área da indentação
- d** – Média das duas diagonais da impressão deixada na amostra no ensaio de Vickers
- E** – Módulo de Young
- EDS** – Energy Dispersive X-ray Spectroscopy (espectroscopia de dispersão de energia)
- F** – Identifica a condição metalúrgica da liga no estado bruto de fabrico
- F_i** – Força de impressão aplicada no ensaio de Vickers
- F_t** – Força uniaxial aplicada no ensaio de tracção

(Zonas) **GP** – Zonas de Guinier-Preston

H₀ a H11 – Tempos de envelhecimento, H₀ < H11 e H11 < 100 horas

H – Identifica a condição metalúrgica da liga após encruamento

HV – Dureza Vickers

HR TEM – High-resolution transmission electron microscopy (microscopia electrónica de transmissão de alta-resolução)

I_f – Comprimento final

I₀ – Comprimento inicial

Mg₂Si – Precipitados responsáveis pelo endurecimento das ligas da serie 6xxx.

O – Identifica a condição metalúrgica da liga após tratamento térmico de recozimento

Rm – Tensão de ruptura, tensão máxima ou resistência à tracção

Rp02 – Tensão de cedência a 0,2%

SEM – Scanning electron microscopy (microscopia electrónica de varrimento)

SSSS – Solução sólida super saturada

T6 – Corresponde ao estado solubilizado e envelhecido artificialmente

T6I6 – Corresponde ao estado solubilizado e submetido a um envelhecimento artificial interrompido

T – Tratamento térmico para obter um estado estável para além de F, O ou H.

Tb – Temperatura que o bilete atinge durante o processo de extrusão

TEM – Transmission electron microscopy (microscopia electrónica de transmissão)

T_{env1} – Temperatura de envelhecimento artificial inferior

T_{env2} – Temperatura de envelhecimento artificial superior

T_{nat1} – Temperatura de envelhecimento natural, 20°C < T_{nat1} < 70°C

T_{s1} – Temperatura de solubilização do processo industrial, é a mesma que Tb.

T_{s2} – Temperatura de solubilização indicada pelo fornecedor com sendo a temperatura ideal para a solubilização da liga.

TT – Abreviatura para Tratamento Térmico

(Curva) **TTT** – Curva de temperatura-tempo-transformação

V – Velocidade de extrusão utilizada

W – Identifica a condição metalúrgica da liga após tratamento térmico de solubilização

(Precipitados) **β** – Precipitados da fase Mg_2Si de equilíbrio, com forma de plaquetas ou cubos e incoerentes com a matriz do alumínio.

(Precipitados) **β'** – Precipitados em forma de bastões, parcialmente coerentes com a matriz de alumínio.

(Precipitados) **β''** – Precipitados em forma de agulhas, coerentes com a matriz de alumínio e que mais contribuem para o endurecimento das ligas da série 6xxx.

Δl – Alongamento

ϵ_n – Extensão nominal

σ_n – Tensão nominal

Índice de figuras

Figura 1.1 – Correspondência entre as diferentes séries de ligas de alumínio e os respectivos elementos de liga.

Figura 1.2 – Tensão de cedência e resistência à tracção das ligas de alumínio e comparação com outras ligas.

Figura 2.1 – Representação esquemática da variação da temperatura com o tempo durante as várias etapas do processo de endurecimento por precipitação.

Figura 2.2 – Sequência de precipitados das ligas Al-Mg-Si.

Figura 2.3 – Diagrama pseudo-binário Al-Mg₂Si (esquerda) e vértice rico em alumínio do diagrama ternário Al-Si-Mg (direita).

Figura 2.4 – Curva TTT para a liga 6082.

Figura 2.5 – Variação da resistência mecânica e da dureza ao longo do tratamento térmico de envelhecimento.

Figura 2.6 – Imagens de TEM da liga 6022 a) pico de envelhecimento; b) sobre-envelhecimento.

Figura 2.7 – Variação da dureza com o tempo de envelhecimento artificial, para diferentes temperaturas de envelhecimento.

Figura 2.8 – Imagens de TEM de uma liga Al-Si-Mg com excesso de silício (esquerda) e de uma liga Al-Si-Mg balanceado (direita), após envelhecimento a 70°C durante 16h.

Figura 2.9 – Esquema do tratamento térmico T6I6.

Figura 2.10 – Propriedades mecânicas da liga 6061 submetida a diferentes envelhecimentos.

Figura 2.11 – Esquema ilustrativo da cabeça de uma extrusora.

Figura 3.1 – Esquema do tratamento térmico das amostras A1 a A6, B1 a B3 e C1 a C6.

Figura 3.2 – Esquema do tratamento térmico das amostras D1 a D6 e E1 a E6.

Figura 3.3 – Esquema do tratamento térmico T6I6 efectuado.

Figura 3.4 – Representação esquemática do ensaio de microdureza Vickers (a) e da indentação deixada na amostra durante o ensaio.

Figura 3.5 – Fotografia do microdurómetro Shimadzu M.

Figura 4.1 – Representação gráfica dos valores de Rp02, Rm e %A obtidos para as amostras A1 a A6.

Figura 4.2 – Curvas dos ensaios de tracção dos provetes da amostra 4.

Figura 4.3 – Representação gráfica dos valores de Rp02 e Rm obtidos para as amostras B1 a B3.

Figura 4.4 – Representação gráfica dos valores de Rp02, Rm e %A obtidos para as amostras C1 a C6.

Figura 4.5 – Representação gráfica dos valores de HV e Rp02 obtidos para as amostras A1 a A6.

Figura 4.6 – Representação gráfica dos valores de HV e Rp02 obtidos para as amostras B1 a B3.

Figura 4.7 – Representação gráfica dos valores de HV e Rp02 obtidos para as amostras C1 a C6.

Figura 4.8 – Representação gráfica de HV em função de Rp02.

Figura 4.9 – Fotografias de SEM das amostras A1 a A6.

Figura 4.10 – Microestrutura (a) e mapas de número atómico obtidos por EDS que revelam a distribuição dos principais elementos de liga na amostra A1: b) conjunto dos cinco elementos; c) alumínio; d) magnésio; e) silício; f) ferro; g) manganês.

Figura 4.11 – Microestrutura (a) e mapas de número atómico obtidos por EDS que revelam a distribuição dos principais elementos de liga na amostra A6: b) conjunto dos cinco elementos; c) alumínio; d) magnésio; e) silício; f) ferro; g) manganês.

Figura 4.12 – Fotografias de SEM das amostras B1, B2 e B3.

Figura 4.13 – Microestrutura (a) e mapas de número atómico obtidos por EDS que revelam a distribuição dos principais elementos de liga na amostra B2: b) conjunto dos cinco elementos; c) alumínio; d) magnésio; e) silício; f) ferro; g) manganês.

Figura 4.14 – Microestrutura (a) e mapas de número atômico obtidos por EDS que revelam a distribuição dos principais elementos de liga na amostra B3: b) conjunto dos cinco elementos; c) alumínio; d) magnésio; e) silício; f) ferro; g) manganês.

Figura 4.15 – Fotografias de SEM das amostras C1 a C5.

Figura 4.16 – Microestrutura (a) e mapas de número atômico obtidos por EDS que revelam a distribuição dos principais elementos de liga na amostra C1: b) conjunto dos cinco elementos; c) alumínio; d) magnésio; e) silício; f) ferro; g) manganês.

Figura 4.17 – Microestrutura (a) e mapas de número atômico obtidos por EDS que revelam a distribuição dos principais elementos de liga na amostra C3: b) conjunto dos cinco elementos; c) alumínio; d) magnésio; e) silício; f) ferro; g) manganês.

Figura 4.18 – Fotografias de TEM: a) amostra A1, ampliação 15.000x; b) amostra A1, ampliação 30.000x; c) amostra A4, ampliação 15.000x; d) amostra A4, ampliação 30.000X; e) amostra A5, ampliação 15.000x; f) amostra A5, ampliação 100.000x.

Figura 4.19 – Fotografias de TEM: a) amostra B1, ampliação 30.000x; b) amostra B2, ampliação 30.000x.

Figura 4.20 - Fotografias de TEM: a) amostra B1 em campo claro, ampliação 100.000x; b) amostra B1 em campo escuro, ampliação 100.000x.

Figura 4.21 – Fotografias de TEM: a) amostra C1, ampliação 15.000x; b) amostra C1, ampliação 100.000x; c) amostra C3, ampliação 15.000x; d) amostra C3, ampliação 100.000X; e) amostra C4, ampliação 100.000x.

Figura 4.22 – Espectros obtidos por EDS de dois precipitados observados na amostra A4: a) precipitado A, b) precipitado B.

Figura 4.23 – Representação gráfica dos valores de HV obtidos para as amostras $S_{ext.}$, S1, S2 e S3.

Figura 4.24 – Fotografias de SEM das amostras $S_{ext.}$, S1, S2 e S3.

Figura 4.25 – Microestrutura (a) e mapas de número atômico obtidos por EDS que revelam a distribuição dos principais elementos de liga na amostra S1: b) conjunto dos cinco elementos; c) alumínio; d) magnésio; e) silício; f) ferro; g) manganês.

Figura 4.26 – Microestrutura (a) e mapas de número atômico obtidos por EDS que revelam a distribuição dos principais elementos de liga na amostra S3: b) conjunto dos cinco elementos; c) alumínio; d) magnésio; e) silício; f) ferro; g) manganês.

Figura 4.27 – Microestrutura (a) e mapas de número atômico obtidos por EDS que revelam a distribuição dos principais elementos de liga na amostra S_{ext.}: b) conjunto dos cinco elementos; c) alumínio; d) magnésio; e) silício; f) ferro; g) manganês.

Figura 4.28 – Fotografias de TEM: a) amostra S1, ampliação 30.000x; b) amostra S3, ampliação 30.000x.

Figura 4.29 – Representação gráfica dos valores de HV obtidos para as amostras D1 a D6 e E1 a E6.

Figura 4.30 – Representação gráfica dos valores de HV e Rp02 obtidos para as amostras F1 a F4.

Figura 4.31 – Representação gráfica dos valores de HV obtidos para as amostras dos conjuntos G e I.

Figura 4.32 – Curvas de HV da liga 6061 sujeitas a T6 e a T6I6.

Figura 4.33 – Fotografias de SEM das amostras F1 a F4.

Figura 4.34 – Microestrutura (a) e mapas de número atômico obtidos por EDS que revelam a distribuição dos principais elementos de liga na amostra F3: b) conjunto dos cinco elementos; c) alumínio; d) magnésio; e) silício; f) ferro; g) manganês.

Figura 4.35 – Fotografias de SEM das amostras G10 a I5.

Figura 4.36 – Microestrutura (a) e mapas de número atômico obtidos por EDS que revelam a distribuição dos principais elementos de liga na amostra G10: b) conjunto dos cinco elementos; c) alumínio; d) magnésio; e) silício; f) ferro; g) manganês.

Figura 4.37 – Microestrutura (a) e mapas de número atômico obtidos por EDS que revelam a distribuição dos principais elementos de liga na amostra I5: b) conjunto dos cinco elementos; c) alumínio; d) magnésio; e) silício; f) ferro; g) manganês.

Figura 4.38 – Fotografias de TEM: a) amostra F1, ampliação 30.000x; b) amostra F2, ampliação 30.000x; c) amostra F2, ampliação 100.000x; d) amostra F3, ampliação 30.000X; e) amostra F3, ampliação 100.000x; f) amostra F4, ampliação 100.000x.

Figura 4.39 – Fotografias de TEM: a) amostra I5, ampliação 100.000x; b) amostra G10, ampliação 100.000x.

Índice de tabelas

Tabela 1.1 – Condições metalúrgicas das ligas de alumínio.

Tabela 1.2 – Sub-divisão da condição metalúrgica T.

Tabela 2.1 – Efeito da temperatura de solubilização nas propriedades mecânicas da liga 6061 depois do envelhecimento T6.

Tabela 2.2 – Sequência de processos no envelhecimento interrompido.

Tabela 3.1 – Composição química da liga 6082.

Tabela 3.2 – Parâmetros de extrusão da liga 6082.

Tabela 3.3 – Condições de envelhecimento das amostras A1 a A6, B1 a B3 e C1 a C6.

Tabela 3.4 – Condições de TT de solubilização das amostras S_{ext} , S1, S2 e S3.

Tabela 3.5 – Condições de envelhecimento para as amostras D1 a D6 e e1 a E6.

Tabela 3.6 - Condições de envelhecimento para as amostras F1 a F4.

Tabela 3.7 – Condições de envelhecimento para as amostras G1 a G13 e I1 a I8.

Tabela 4.1 – Valores tabelados para R_{p02} e R_m dos estados T4 e T6 da liga 6082, segundo a norma NP EN 755-2.

Tabela 4.2 – Valores de R_{p02} , R_m e $\%(A)$ obtidos para as amostras F1 a F4 e comparação com os valores de C3.

Tabela I – Valores de R_{p02} , R_m e A obtidos para os conjuntos de amostras A, B e C.

Tabela II – Resultados dos ensaios de tracção das amostras A1 a A6

Tabela III – Resultados de microdurezas obtidos para as amostras do conjunto A, B e C

Tabela IV – Resultados de microdurezas obtidos para as amostras S_{ext} , S1, S2 e S3

Tabela V – Resultados de microdurezas obtidos para as amostras do conjunto D e E

Tabela VI – Resultados de microdurezas obtidos para as amostras do conjunto F

Tabela VII – Resultados de microdurezas obtidos para as amostras do conjunto G e I

Preâmbulo

As ligas da série 6xxx têm despertado um elevado interesse industrial e científico. Para além da possibilidade de otimizar as suas propriedades mecânicas através de mecanismos de endurecimento por precipitação, estas ligas representam cerca de 90% das ligas de alumínio extrudidas. A liga 6082, estudada neste trabalho, é aquela que apresenta maior resistência mecânica do grupo.

Este trabalho decorreu com o apoio da empresa Extrusal, que forneceu a liga extrudida e onde foram efectuados muitos dos tratamentos térmicos estudados. Ao longo deste trabalho pretende-se estudar a relação entre as propriedades mecânicas e a microestrutura da liga sujeita a diferentes condições de tratamento térmico. Um melhor conhecimento da forma como as transformações microestruturais afectam as propriedades mecânicas, tanto durante o processo industrial como em tratamentos térmicos de envelhecimento alternativos permitirá um melhor controlo e optimização das propriedades mecânicas bem como a possibilidade de utilização desta liga em novas aplicações.

Este trabalho está dividido em 4 capítulos ao longo dos quais se pretende melhorar o conhecimento sobre o comportamento mecânico da liga 6082 sujeita a diferentes condições de tratamento térmico de envelhecimento bem como a sua relação com as microestruturas.

No capítulo 1 começa-se por fazer uma breve introdução sobre as principais características do alumínio. Em seguida é introduzido o conceito de liga de alumínio, nomenclatura destas ligas e dos respectivos tratamentos térmicos. Por último é feita uma breve revisão sobre as principais características das ligas da série 6xxx e em particular da liga 6082.

No capítulo 2 é feita uma revisão dos tratamentos térmicos das ligas de alumínio e em maior detalhe daqueles que mais influenciam a resistência mecânica da liga 6082. São ainda abordadas as modificações em termos de propriedades mecânicas e de microestrutura da liga 6082 ao longo dos tratamentos térmicos de envelhecimento. No final deste capítulo é feita uma breve apresentação do processo industrial da empresa Extrusal.

No capítulo 3 é apresentado o procedimento experimental seguido na componente prática deste trabalho. Os perfis da liga foram processados industrialmente na empresa Extrusal, onde foram também feitos muitos dos tratamentos térmicos estudados neste trabalho. Para analisar o comportamento mecânico da liga foram efectuados ensaios de tracção, realizados na Extrusal e ensaios de microdureza Vickers, realizados no Departamento de Engenharia Cerâmica e do Vidro da Universidade de Aveiro. Para análise microestrutural da liga recorreu-se à microscopia electrónica de varrimento (SEM) e à microscopia electrónica de transmissão (TEM).

No último capítulo, capítulo 4, são apresentados, analisados e discutidos os resultados práticos obtidos. São tiradas algumas conclusões destes resultados e sugeridos alguns trabalhos futuros cuja realização permitirá uma análise e compreensão mais profunda de alguns aspectos ainda por esclarecer.

Capítulo 1 – Introdução

O alumínio é um dos metais mais abundantes da crosta terrestre; mais de 5% da massa terrestre é composta por este metal. No entanto, a utilização do alumínio é bastante recente quando comparada com a de outros metais como o cobre e o ferro. Embora seja grande a abundância deste metal na natureza, este não aparece como um elemento isolado e sim combinado com outros materiais. A descoberta de um processo que permite extrair o alumínio desses materiais - Processo Bayer- foi um grande avanço para a utilização deste metal a nível industrial.

Hoje em dia o alumínio é um dos metais mais consumidos mundialmente, com um consumo de cerca de 24 milhões de toneladas por ano [1]. Este metal é utilizado em diferentes milhares de produtos passando de um metal utilizado apenas em obras de arte e utensílios domésticos sofisticados para um metal para aplicações industriais. Esta passagem deve-se ao desenvolvimento de um elevado número de ligas de alumínio com composições químicas, características e aplicações diferentes. Hoje em dia, devido à relação características-preço, as ligas de alumínio substituem em muitas aplicações outros materiais, como é o caso dos aços.

Neste capítulo será feita uma breve introdução sobre as principais características do alumínio, da nomenclatura desta ligas e dos respectivos tratamentos térmicos.

1.1. Características do alumínio

As características mecânicas e físicas do alumínio e das suas ligas são dependentes da composição química e de toda história térmica e mecânica à qual o metal foi sujeito.

O alumínio puro comercial apresenta pequenas percentagens de impurezas como o ferro e o silício. A Aluminum Association classifica o alumínio puro de acordo com o grau de pureza deste metal, podendo este apresentar desde 99,00% a 99,99% de pureza [2].

O alumínio puro comercial caracteriza-se por apresentar elevada condutividade eléctrica e térmica e baixa resistência mecânica. Este metal apresenta baixa densidade, baixo ponto de fusão e elevada resistência à corrosão. É um material facilmente conformado, maquinado e vazado, maleável, fácil de soldar e montar, propício a diferentes acabamentos superficiais, adequado para tratamentos térmicos e decorativo. Para além disso é não tóxico, não magnético, não combustível, reciclável, e possui elevado índice de reflectividade [3].

1.2. Ligas de alumínio

A adição de pequenas quantidades de outros elementos – ferro, magnésio, silício, zinco, cobre, níquel, crómio, tungsténio, zircónio, boro, titânio, lítio e estanho - ao alumínio puro permite a produção de ligas com propriedades específicas. O principal objectivo da adição de elementos de liga é melhorar as propriedades mecânicas do metal como a tensão de cedência, a dureza, a maquinabilidade e por vezes melhorar a fluidez e outras propriedades de fundição [2].

As ligas de alumínio são habitualmente divididas em duas categorias: as ligas para fundição e as ligas para trabalho mecânico. As ligas para fundição são directamente fundidas na forma final por um ou vários métodos. As ligas de alumínio para trabalho mecânico são inicialmente fundidas e vazadas na forma de lingotes ou billetes, sendo de seguida conformadas na forma final através de trabalho mecânico [5]. Cada um destes grupos é subdividido em séries de acordo com a composição química. Neste trabalho serão apenas referidas as ligas para trabalho mecânico.

As ligas para trabalho mecânico são divididas em dois grupos: as ligas tratáveis termicamente e as ligas não tratáveis termicamente. As ligas tratáveis termicamente são aquelas nas quais operações de aquecimento e arrefecimento, a temperaturas adequadas, permitem alterações nas propriedades mecânicas da liga, como é o caso da dureza. Nas ligas não tratáveis termicamente tal não se verifica, sendo estas endurecidas por trabalho a frio. As três principais séries deste tipo de ligas são a 1xxx, 3xxx, 4xxx. Nestas ligas a resistência mecânica inicial é promovida pelo efeito dos seus elementos de ligas. Um aumento da resistência pode ser conseguido através do trabalho mecânico a frio.

No caso das ligas tratáveis termicamente as principais séries são 2xxx, 6xxx e 7xxx e algumas ligas da série 8xxx. Nestas ligas, para além da possibilidade de aumentar a sua resistência mecânica através de tratamentos térmicos, estas podem ainda ser endurecidas através de trabalho a frio [3,6].

1.2.1. Nomenclatura das ligas de alumínio

As ligas de alumínio são classificadas de acordo com os elementos de liga mais abundantes. Existem 8 diferentes séries de ligas de alumínio para trabalho mecânico. Cada uma destas séries é designada por um conjunto de quatro dígitos que podem ser precedidos ou seguidos por um conjunto de letras. O primeiro dígito indica a série à qual a liga pertence, sendo cada série diferenciada pelos principais elementos de liga presentes na mesma. Os dois últimos algarismos identificam a liga de alumínio ou o grau de pureza do alumínio. O segundo algarismo indica eventuais modificações ou o grau de pureza da liga. Na figura 1.1 pode-se observar a correspondência entre cada uma das séries e os respectivos elementos de liga principais. A liga utilizada neste trabalho pertence à serie 6xxx, pelo que esta série será um pouco mais explorada em seguida.

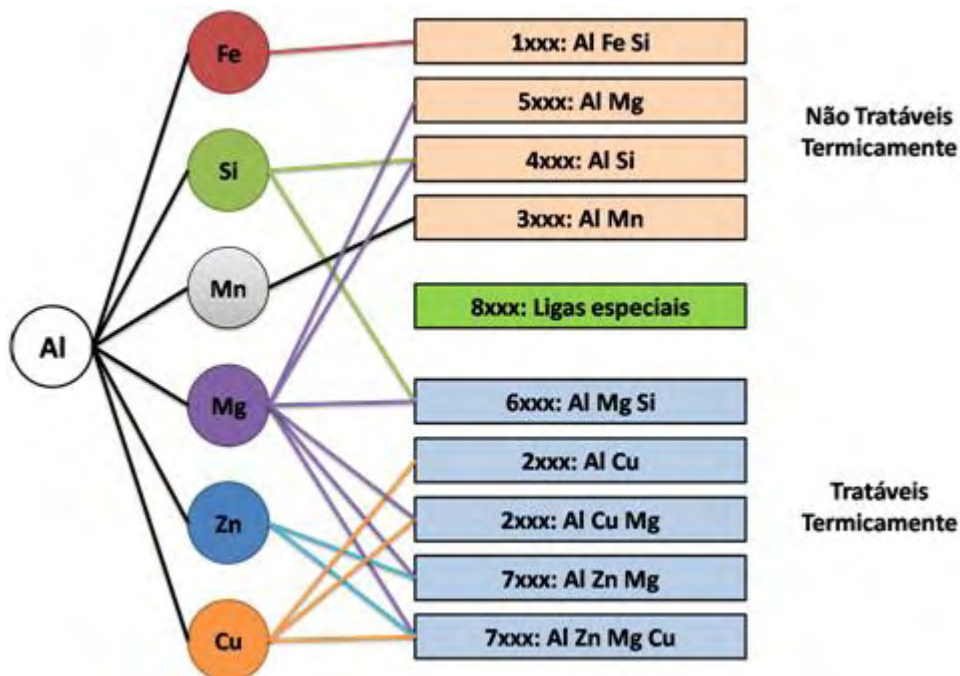


Figura 1.1 – Correspondência entre as diferentes séries de ligas de alumínio e os respectivos elementos de liga [5].

1.2.2. Nomenclatura dos tratamentos térmicos das ligas de alumínio

Para além da designação de uma liga de alumínio baseada na sua composição química, a especificação da mesma só fica concluída com a indicação da sua condição metalúrgica. A Aluminum Association desenvolveu um sistema de nomenclatura baseado na condição metalúrgica para as ligas de alumínio que é utilizado tanto para as ligas de alumínio para fundição como para as ligas para trabalho mecânico. Nas ligas de alumínio para trabalho mecânico esta designação é indicada a seguir à designação da liga, separadas por um traço. Segundo este sistema podem ser cinco as condições metalúrgicas das ligas de alumínio. Cada uma destas condições é representada por uma letra como se indica na tabela 1.1 [2].

Tabela 1.1 – Condições metalúrgicas das ligas de alumínio

“F”	Bruto de fabrico
“O”	Recozido
“H”	Encruado
“W”	Solubilizado
“T”	Tratado termicamente para obter um estado estável para além de F, O, ou H.

Neste trabalho a liga estudada, 6082, é uma liga termicamente tratada pelo que esta condição metalúrgica, T, será referida em pormenor em seguida.

1.2.2.1. Condição metalúrgica T

A condição metalúrgica “T” diz respeito a produtos tratados termicamente, com ou sem endurecimento por deformação suplementar para obter um estado estável. Esta condição metalúrgica é dividida em 10 sub-estados, pelo que na nomenclatura da liga a letra T é sempre seguida de um algarismo de 1 a 10 que representa a sequência de tratamento à qual a liga foi sujeita. Na tabela 1.2. é apresentado um resumo desta sub-divisão da condição metalúrgica T.

Tabela 1.2 – Sub-divisões da condição metalúrgica T [6]

T1	Arrefecimento desde uma temperatura elevada de conformação, seguido de envelhecimento natural até uma condição substancialmente estável.
T2	Arrefecimento desde a temperatura elevada de conformação, seguido de trabalho a frio e envelhecimento natural até uma condição substancialmente estável.
T3	Tratamento térmico de solubilização seguido de trabalho a frio e envelhecimento natural até uma condição substancialmente estável.
T4	Tratamento térmico de solubilização seguido de envelhecimento natural até uma condição substancialmente estável. Estado razoavelmente estável.
T5	Arrefecimento desde uma temperatura elevada de conformação, seguido de envelhecimento artificial.
T6	Tratamento térmico de solubilização, seguido de envelhecimento artificial.
T7	Tratamento térmico de solubilização, seguido de sobre-envelhecimento ou estabilização.
T8	Tratamento térmico de solubilização, seguido de trabalho a frio e envelhecimento artificial.
T9	Tratamento térmico de solubilização, seguido de envelhecimento artificial e trabalho a frio.
T10	Arrefecimento desde a temperatura elevada de conformação, seguido de trabalho a frio e envelhecimento artificial.

1.2.3. Serie 6xxx

A série 6xxx diz respeito às ligas que apresentam o magnésio e o silício como principais elementos de liga e pertencem ao grupo das ligas para trabalho mecânico e tratáveis termicamente. Nestas ligas o silício e o magnésio combinam-se para formar a fase intermetálica Mg_2Si . A precipitação controlada deste composto durante o tratamento térmico destas ligas origina aumento da resistência mecânica e da dureza da liga.

O enorme interesse industrial e científico nestas ligas deve-se, para além da possibilidade de otimizar as suas propriedades mecânicas através de tratamentos térmicos, ao facto de cerca de 90% das ligas de alumínio extrudidas pertencerem à série 6xxx. [7]

As ligas da serie 6xxx são consideradas ligas de média - alta resistência e são utilizadas em aplicações estruturais e arquitectónicas devido à combinação favorável

de resistência mecânica, facilidade de conformação e resistência à corrosão [8]. No gráfico da figura 1.2 podem-se comparar as tensões de cedência e as resistências à tracção das ligas de alumínio das várias séries com outras ligas.

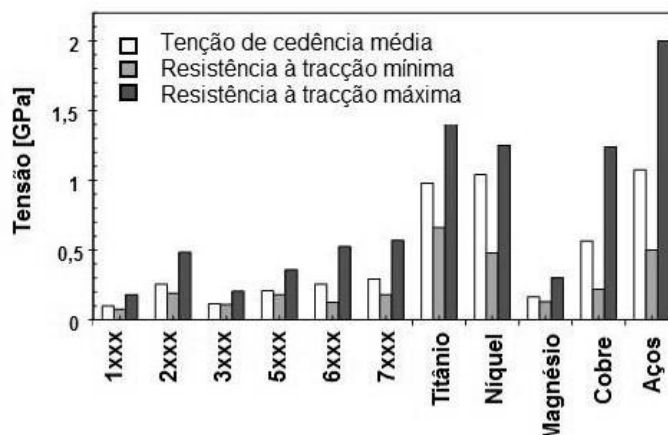


Figura 1.2 – Tensão de cedência e resistência à tracção das ligas de alumínio e comparação com outras ligas. [9]

Existem mais de cinquenta ligas diferentes de alumínio da série 6xxx registadas com composições químicas e propriedades mecânicas distintas. Para além dos principais elementos de liga, Si e Mg, estas ligas apresentam sempre outros elementos em menores quantidades como o Mn, Cr ou Cu (formam partículas que controlam o tamanho de grão) assim como impurezas de Fe, podendo existir ainda impurezas de outros elementos como o Zn e o Ti. Estas ligas podem ser divididas em duas classes de acordo com a razão Mg:Si da liga. Assim tem-se a) ligas com razão Mg:Si de equilíbrio (~1,73) ou ligas pseudo-binárias e b) ligas com excesso de Si.

Como foi dito anteriormente, estas ligas são na sua maioria conformadas por extrusão, uma pequena minoria pode ser transformada em chapa ou placas. [10]

As melhores propriedades mecânicas das ligas da série 6xxx são obtidas após tratamento térmico.

1.2.3.1. Liga 6082

A liga 6082 é a liga do grupo que possui maior resistência mecânica. Esta liga apresenta um excesso de silício em relação ao necessário para formar o composto Mg_2Si . As propriedades mecânicas máximas desta liga são conseguidas na condição metalúrgica T6. Esta liga é extremamente sensível. Os sucessivos aquecimentos e arrefecimentos durante o processamento devem ser devidamente controlados.

1.3. Bibliografia

- [1] – G. Totten, D. MacKenzie, *Physical Metallurgy and processes*, in *Handbook of aluminum*, vol1, Marcel Dekker, USA, pg 1-7 (2003)
- [2] – <http://www.aluminum.org>
- [3] – M.M.M.Martins, *Estudo do comportamento das ligas de alumínio 6061 e 6082*, Tese de Mestrado, Universidade de Aveiro (2008)
- [4] –, W. F. Smith, *Princípios de Ciência e Engenharia de Materiais*, Mc Graw Hill, pg. 533-534, (1996)
- [5] – <http://aluminium.matter.org.uk>
- [6] – N.R. Oliveira, *Transformações microestruturais nas ligas de alumínio arrefecidas desde o domínio semi-sólido*, Tese de Mestrado, Universidade de Aveiro (2008).
- [7] - M. Cai, D.P. Field , G.W. Lorimer, *A systematic comparison of static and dynamic ageing of two Al–Mg–Si alloys*, Materials Science and Engineering, pg.65-71 (2004)
- [8] - J.Y. Yaoa, D.A. Grahama, B. Rinderer, M.J. Couper, *A TEM study of precipitation in Al-Mg-Si alloys*, Micron, pg.865-870 (2001)
- [9] - A. G. Campos, *Modelação e análise numérica do comportamento mecânico e térmico de ligas de alumínio*, Tese de Doutoramento, Universidade de Aveiro (2005).
- [10] - J. Buha, *Interrupted ageing of Al-Mg-Si-Cu alloys*, PhD Thesis, University of New South Wales, 2005

Capítulo 2 - Tratamentos térmicos das ligas de alumínio

Como foi referido anteriormente, algumas ligas de alumínio, como as ligas das séries 2xxx, 6xxx, 7xxx e algumas ligas da 8xxx são ligas termicamente tratáveis.

Em geral, um tratamento térmico consiste num processo de aquecimento e arrefecimento realizado com o objectivo de alterar as propriedades mecânicas, as microestruturas ou o estado de tensões de um material. No caso particular das ligas de alumínio, um tratamento térmico diz respeito exclusivamente às operações realizadas com o objectivo de aumentar a resistência mecânica ou a dureza das ligas [1].

Neste capítulo será feita uma revisão dos tratamentos térmicos das ligas de alumínio e em maior detalhe daqueles que mais influenciam a resistência mecânica da liga 6082. Serão ainda abordadas as modificações em termos de propriedades mecânicas e da microestrutura da liga 6082 ao longo dos tratamentos térmicos.

2.1. Endurecimento por precipitação das ligas de alumínio

O endurecimento por precipitação é o método mais eficaz para aumentar a resistência das ligas de alumínio. Uma liga de alumínio tem potencial para ser endurecida por precipitação se a solubilidade de um ou mais elementos de liga na matriz do alumínio diminui com a diminuição da temperatura.

Este processo habitualmente envolve várias etapas: tratamento térmico de solubilização a elevada temperatura, têmpera e envelhecimento (natural ou artificial) [2]. As etapas deste processo estão esquematizadas na figura 2.1.

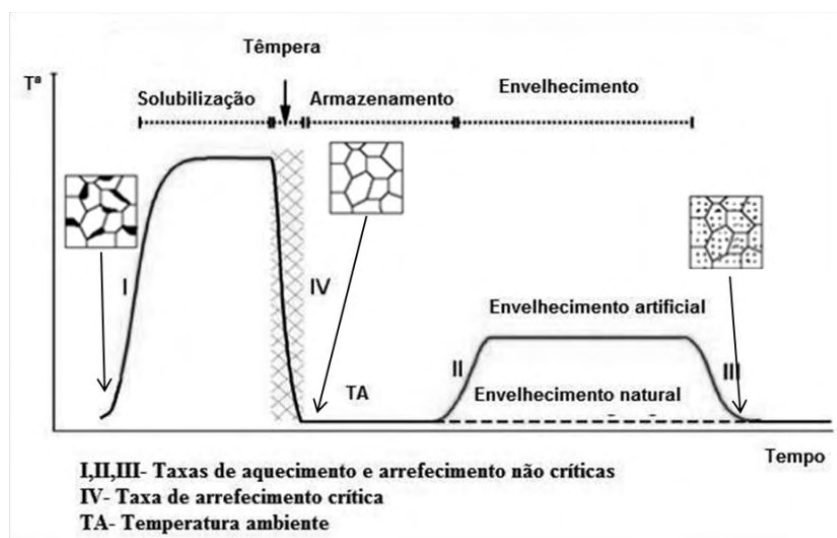


Figura 2.1 – Representação esquemática da variação da temperatura com o tempo durante as várias etapas do processo de endurecimento por precipitação [3].

O tratamento térmico de solubilização é realizado a temperatura elevada, e tem como objectivo dissolver todos os elementos de liga na matriz de alumínio obtendo-se uma solução sólida. A têmpera consiste no arrefecimento rápido do bilete desde a temperatura de solubilização até à temperatura ambiente. Este processo permite manter a solução sólida obtida durante a solubilização à temperatura ambiente, isto é obter uma solução sólida sobre-saturada (SSSS). Por fim o envelhecimento promove a decomposição controlada da SSSS e a formação de precipitados endurecedores.

No final deste processo espera-se obter uma dispersão densa e fina de precipitados na matriz do alumínio. O tamanho, a forma e a distribuição dos precipitados obtidos são parâmetros que dependem da eficácia deste processo e logo condicionam as propriedades mecânicas finais da liga.

2.1.1. Mecanismo de endurecimento

O endurecimento das ligas de alumínio durante o envelhecimento deve-se à precipitação de partículas de segunda fase na matriz da liga. As partículas de precipitados actuam como obstáculos ao movimento das deslocações provocando o aumento da dureza e da resistência mecânica do material. Durante o envelhecimento várias fases metaestáveis são precipitadas até que se atinja a fase estável. No início do envelhecimento as partículas precipitadas são finas e apresentam a mesma estrutura cristalina da matriz, ou seja são coerentes. À medida que o envelhecimento vai decorrendo os precipitados crescem, tornando-se semi-coerentes e depois

incoerentes, ou seja, adquirem uma estrutura cristalina própria. Na figura 2.2 está representada a evolução dos precipitados com estrutura coerente para a incoerente que se verifica para as ligas de Al-Mg-Si durante o envelhecimento [4].

Os precipitados muito finos e coerentes são facilmente cortados pelas deslocações resultando numa distorção localizada. À medida que os precipitados crescem deixam de poder ser cortados pelas deslocações, e aumentam a resistência pelo mecanismo conhecido como Orowan Looping. Este mecanismo explica que quando os precipitados são pequenos e em número reduzido, o facto de serem coerentes com a matriz, permite que com uma determinada tensão aplicada, as deslocações passem através destes precipitados deixando para trás um anel de deslocações que o rodeiam – Orowan Loops. À medida que o envelhecimento decorre, estes precipitados aumentam de tamanho dificultando a passagem das deslocações – a liga endurece. [3]

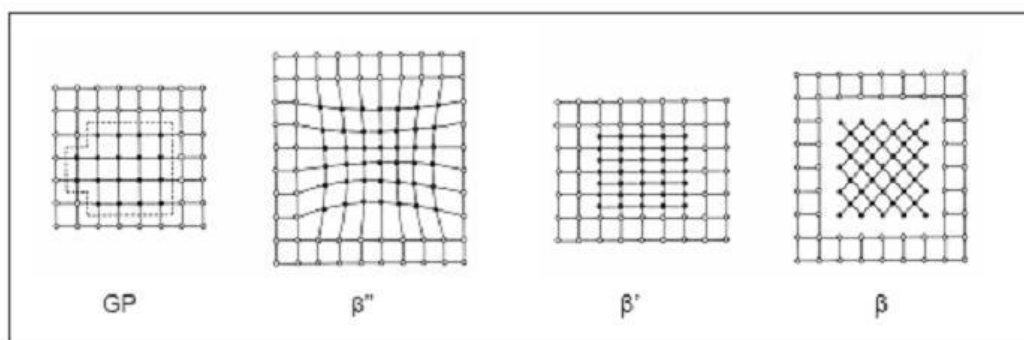


Figura 2.2 – Sequência de precipitados das ligas Al-Mg-Si[4]

Os precipitados coerentes são os que contribuem mais para o endurecimento da liga. Tal deve-se à distorção que estes precipitados provocam na rede do alumínio originando um campo de tensões à sua volta. A perda de coerência diminui este campo de tensões. O campo de tensões aumenta a dificuldade ao movimento das deslocações. Para além do efeito do campo de tensões, os precipitados coerentes, como são mais finos, apresentam uma maior dispersão de precipitados por área para a mesma quantidade de segunda fase. A maior dispersão de precipitados aumenta também a dificuldade ao movimento das deslocações.

2.2. Endurecimento por precipitação nas ligas da serie 6xxx

Nas ligas da série 6xxx o Mg e o Si juntam-se para formar um composto intermetálico, Mg_2Si , que é responsável pelo endurecimento das ligas.

2.2.1. Tratamento térmico de solubilização

O tratamento térmico solubilização consiste no aquecimento da liga a uma temperatura elevada, em geral próximo do ponto de fusão da liga e manutenção a esta temperatura durante um certo período de tempo. Como os coeficientes de difusão dos elementos de liga no alumínio aumentam com a temperatura, a esta temperatura a difusão destes elementos é facilitada proporcionando a dissolução das fases secundárias, inicialmente presentes na liga, após algum tempo de permanência a esta temperatura.

A total solubilização da liga é fundamental para garantir que o envelhecimento realizado posteriormente, a temperaturas mais baixas e durante tempos maiores, é completamente controlado, de maneira que o tamanho, a forma dos precipitados e a sua distribuição na matriz de alumínio seja a mais adequada para obter a resistência máxima da liga.

A temperatura e o tempo de solubilização devem ser adequados para conseguir atingir este objectivo. A temperatura mínima de solubilização deve ser determinada pela composição da liga. Uma temperatura de solubilização baixa pode originar produtos com resistências mecânicas baixas. Por outro lado temperaturas muito elevadas, mais elevadas do que a temperatura do ponto eutético, pode originar fusão parcial das ligas o que é também prejudicial para as propriedades mecânicas dos produtos. Na tabela 2.1 pode ser analisado o efeito da temperatura de solubilização da liga 6061 nas propriedades mecânicas desta liga após o envelhecimento. Como era de esperar, pelo que foi discutido, para a gama de temperaturas utilizadas, temperaturas de solubilização maiores originam resistências mecânicas maiores após o envelhecimento. [5]

Tabela 2.1 – Efeito da temperatura de solubilização nas propriedades mecânicas da liga 6061-T6 após envelhecimento [6]

Tª Homogeneização (°C)	Rm (MPa)	Rp02 (MPa)
493	301	272
504	316	288
516	333	305
527	348	315

2.1.1.1. Diagrama de fases Al-Mg₂Si

O diagrama de fases pseudo-binário Al-Mg₂Si e o vértice rico em alumínio do diagrama ternário Al-Mg-Si encontram-se representados na figura 2.3. Pode-se verificar que a quantidade máxima do composto intermetálico Mg₂Si (Mg:Si=1,73) que é possível dissolver na matriz de alumínio é 1,85% (em peso) à temperatura de 595°C, correspondente à temperatura do ponto eutético. Com a diminuição da temperatura, a solubilidade do Mg₂Si diminui ao longo da linha solvus que divide o campo α (fase rica em Al) do campo α +Mg₂Si (normalmente fase β) do diagrama de fases, tornando esta liga susceptível ao endurecimento por precipitação [2].

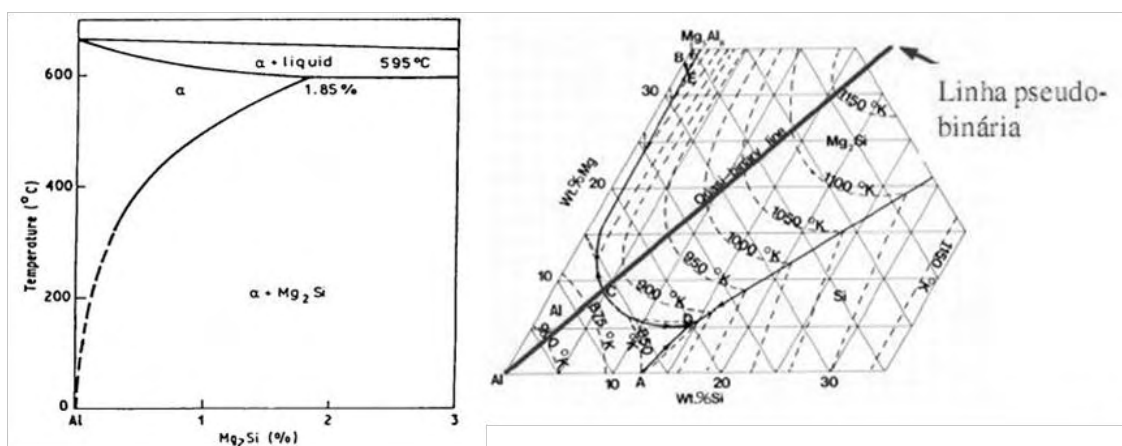


Figura 2.3 – Diagrama pseudo-binário Al-Mg₂Si (esquerda) e vértice rico em alumínio do diagrama ternário Al-Mg-Si (direita) [3].

Nem toda a quantidade de silício presente nestas ligas poderá estar disponível para se combinar com o magnésio para formar o composto intermetálico Mg₂Si. A quantidade de silício disponível depende das quantidades de Mn e Fe presentes nas ligas visto que estes dois elementos têm uma apetência superior ao magnésio para se ligar ao silício. Em ligas em que o Mn e o Fe fazem parte da sua composição, como o caso da liga 6082, a percentagens de Si disponível para formar Mg₂Si é dada pela equação:

$$Si_{disponivel} = \%Si - \frac{1}{4}(\%Fe + \%Mn)$$

A liga 6082, como foi dito anteriormente, apresenta um excesso de silício relativamente ao necessário para formar o composto Mg₂Si. Para ligas com excesso

de silício, a quantidade de Mg_2Si que se poderá formar pode ser calculada pela equação [3]

$$\%Mg_2Si = 1,578 \times \%Mg$$

2.2.2. Têmpera

A têmpera tem como objectivo fixar a solução sólida, conseguida a elevada temperatura, à temperatura ambiente, obtendo-se uma solução sólida sobre-saturada. Tal é conseguido arrefecendo rapidamente a liga solubilizada desde o campo α até a temperatura ambiente. Uma vez que durante o arrefecimento rápido não é dado tempo para que os processos de difusão dos elementos de liga na matriz do alumínio ocorram, a solução sólida sobre-saturada permanece à temperatura ambiente.

O arrefecimento é um passo crítico no endurecimento por precipitação. Este processo afecta as propriedades mecânicas das ligas de alumínio endurecidas por precipitação. Velocidades de arrefecimento muito baixas podem provocar precipitação indesejada de precipitados não endurecedores, que afecta negativamente as propriedades das ligas. Por outro lado, velocidades de arrefecimento muito elevadas podem também causar alguns problemas, como o aumento da tendência para distorções [7]. Como tal é importante seleccionar as condições de arrefecimento que optimizem os efeitos de têmpera desejados e minimizem os indesejados.

A cinética de difusão e precipitação é mais rápida numas ligas do que nas outras, variando com a quantidade e natureza dos elementos de liga, permitindo que uma liga arrefecida a uma taxa de arrefecimento muito inferior à de outra liga tenha propriedades mecânicas iguais ou superiores. É importante que a velocidade de arrefecimento durante a têmpera seja suficientemente elevada para minimizar a precipitação durante o arrefecimento [7].

A tendência de uma liga formar precipitados não endurecedores durante a têmpera é designada de sensibilidade à têmpera. A sensibilidade de uma liga à têmpera pode ser traduzida por uma curva TTT (tempo – temperatura - transformação). A curva TTT da liga 6082 está representada na figura 2.4. Esta curva mostra um comportamento típico C com nariz a 330°C [3]. Curvas com o chamado nariz mais pronunciado são mais sensíveis à têmpera e as taxas de arrefecimento têm que ser suficientemente rápidas para que não haja intersecção como o nariz da curva, ou seja para que não se entre no domínio da fase $\alpha + Mg_2Si$ evitando a precipitação.

As ligas da série 6xxx de média - alta resistência, como a liga 6082, que contem um elevado teor de soluto são extremamente sensíveis à têmpera. Nestas

ligas são necessárias taxas de arrefecimentos rápidas para que se possa obter a máxima tensão de ruptura.

A elevada sensibilidade à têmpera da liga 6082 deve-se à elevada energia para a precipitação e à existência de dispersóides que actuam como sítios de nucleação para a fase β' .

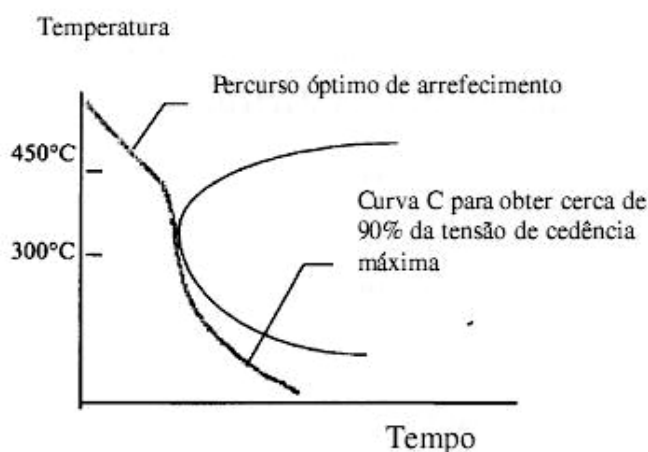


Figura 2.4 – Curva TTT para a liga 6082 [3]

2.2.3. Envelhecimento

O tratamento de envelhecimento é realizado de forma a obter uma dispersão fina e densa de precipitados na matriz de alumínio, sendo este o objectivo principal de todo o processo de endurecimento por precipitação. A solução sólida obtida durante a têmpera é instável resultando na gradual precipitação dos seus constituintes. Estes precipitados impedem o movimento das deslocações durante a deformação, forçando as deslocações a cortar ou a rodear as partículas precipitadas, resultando num aumento da dureza e resistência mecânica das ligas de alumínio tratáveis termicamente [4].

A natureza dos precipitados, a sua forma, distribuição, e tamanho condicionam o efeito endurecedor da liga envelhecida.

Se uma liga for solubilizada a elevada temperatura e depois arrefecida lentamente, durante o arrefecimento há uma grande tendência para a precipitação do composto intermetálico Mg_2Si estável. Este composto não contribui para o endurecimento da liga dado o seu tamanho (cerca de um micrómetro) e dada a baixa quantidade destes precipitados por volume no interior dos grãos de Al- α [4]. Se a liga em vez de arrefecida lentamente for temperada obtém-se uma solução sólida metaestável sobre-saturada. A decomposição da SSSS durante o envelhecimento leva à formação de precipitados que contribuem para o endurecimento da liga. Cada liga

sofre uma sequência de precipitados específica durante o envelhecimento, esta sequência depende da composição química e das condições dos tratamentos térmicos a que a liga é sujeita.

As ligas de Al-Mg-Si são normalmente envelhecidas a uma temperatura de aproximadamente 170°C e o processo de precipitação destas ligas é o mais complexo de todas as ligas endurecidas por este mecanismos [3].

2.2.3.2. Sequência de precipitados

Vários autores têm efectuado estudos para determinar a sequência de precipitados que se formam durante o envelhecimento das ligas de Al-Mg-Si. No entanto, ainda existe algum debate em aberto no que diz respeito à sequência exacta de precipitação nestas ligas. A sequência normalmente aceite para estas ligas é a seguinte: SSSS-> aglomerados/ co-aglomerados de átomos de Si e Mg-> zonas GP-> β'' -> β' - β .

a. Aglomerados de átomos de soluto

Os aglomerados de soluto aparecem no início do tratamento térmico de envelhecimento. Estes aglomerados são conjuntos de átomos de magnésio e silício juntamente com lacunas. Na realidade pensa-se que seja mais provável a existência de co-aglomerados de Mg-Si devido à dissolução dos aglomerados de Mg que se juntam aos aglomerados de Si.

b. Zonas GP

As zonas GP (Guinier-Preston) são precipitados com tamanho muito reduzido de poucos nanómetros e com morfologia pouco definida ou esferoidal. A sua composição química geralmente depende da composição química da liga e a sua estrutura cristalina continua desconhecida apesar de vários estudos sobre a mesma já terem sido realizados. Estes precipitados são completamente coerentes com a matriz de alumínio.

c. Precipitados β''

Estes precipitados são os mais efectivos no endurecimento das ligas de alumínio da série 6xxx. Os precipitados β'' têm formas de agulhas com cerca de 4 nm

de diâmetro e comprimentos desde alguns nanômetros até cerca de 300 nm. A razão de Mg: Si nestes precipitados varia com a composição da liga. Estes precipitados são quase totalmente coerentes com a matriz.

d. Precipitados β'

Estes precipitados têm formas de bastões e dimensões até cerca de 20x20x500 nm. Diversas estruturas cristalinas têm sido propostas. A razão Mg: Si descobriu-se ser inferior à da fase de equilíbrio e provavelmente varia com a composição da liga. Estes precipitados são parcialmente coerentes com a matriz.

e. Precipitados β

Os precipitados β aparecem na forma de plaquetas ou cubos e são precipitados da fase Mg_2Si de equilíbrio. Nesta fase a razão de Mg: Si é de 1,73 e a sua estrutura cristalina é cúbica de faces centradas, cfc, com um parâmetro de rede $a=0,639$ nm. Esta fase nucleia heterogeneamente e é incoerente com a matriz de alumínio [2,3].

A composição das fases metaestáveis é diferente da composição do Mg_2Si . A razão de Mg_2Si aumenta continuamente nas séries GP, β'' , β' , β . A resistência máxima é alcançada em ligas com excesso de silício e no estágio de precipitação β'' .

A transição entre modificações metaestáveis parece ocorrer separadamente. Os precipitados coerentes dissolvem-se, partículas semi-coerentes formam-se nas deslocações e a fase coerente pode precipitar nas deslocações ou nas fronteiras de grão. As fases β' e β podem coexistir por muito tempo durante as elevadas temperaturas de recozimento (300-350°C) [2,3].

O efeito do tempo de envelhecimento na resistência mecânica de uma liga endurecida por precipitação, previamente solubilizada e temperada, é avaliado normalmente através de uma curva de envelhecimento. Esta curva de envelhecimento representa a variação da resistência ou dureza da liga com o tempo de envelhecimento. Na figura 2.5 encontra-se uma representação esquemática de uma curva de envelhecimento. Nesta representação é possível associar as variações de resistência e dureza com as modificações de tamanho e distribuição que os precipitados sofrem ao longo do envelhecimento. Nesta curva, para um tempo zero a resistência mecânica corresponde à da SSSS. À medida que o tempo de envelhecimento aumenta vão-se formando precipitados cujo tamanho vai aumentando, aumentando também a resistência e a dureza da liga e diminuindo a sua ductilidade. A

resistência mecânica máxima (ponto de envelhecimento máximo) é atingida se a temperatura de envelhecimento for suficientemente elevada, estando a resistência máxima, no caso das ligas Al-Mg-Si, associada à formação do precipitado metaestável β'' . Se o envelhecimento continuar os precipitados coalescem e crescem, a liga sobre-envelhece [8].

O sobre-envelhecimento corresponde à precipitação de uma quantidade acima da ideal ou crescimento exagerado dos elementos e compostos a partir da solução sobre-saturada. Tipicamente o resultado é a redução de resistência mecânica e resistência à corrosão.

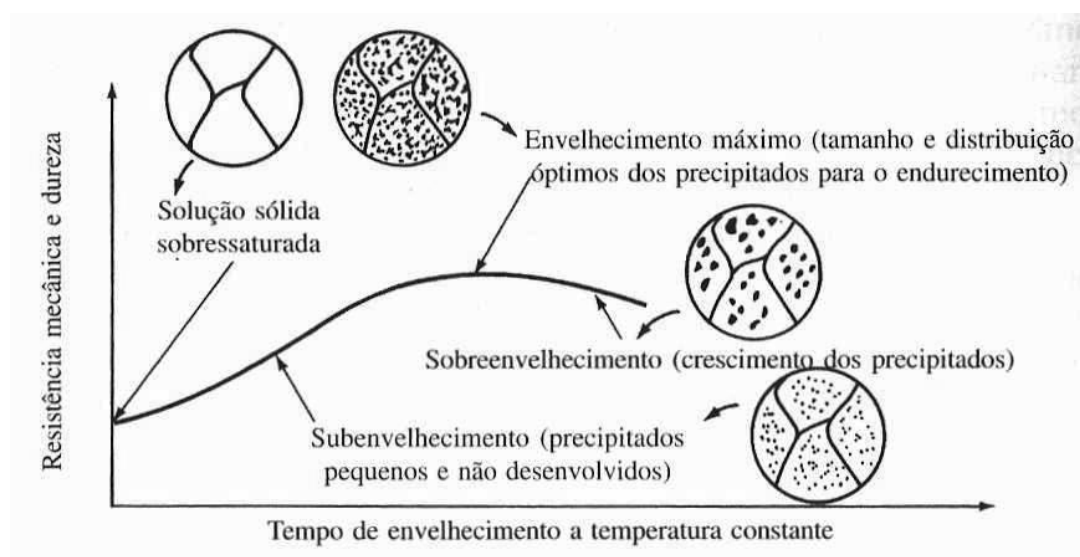


Figura 2.5 – Variação da resistência mecânica e dureza ao longo do envelhecimento [8]

J.J. Grácio et al. [9] verificaram a ocorrência de sobre-envelhecimento da liga 6022 após o envelhecimento da mesma a 260°C durante 2 dias. Na figura 2.6 encontram-se as imagens de TEM obtidas para a liga sobre - envelhecida e para a liga no pico de envelhecimento. Os precipitados no pico do envelhecimento são finos, densos e coerentes com a matriz. No sobre-envelhecimento os precipitados têm um tamanho muito maior e não são coerentes com a matriz. Esta mudança na morfologia dos precipitados é acompanhada por uma alteração nas propriedades mecânicas. A dureza da liga passa de 91 HV, no pico de envelhecimento para 41 HV no sobre-envelhecimento.

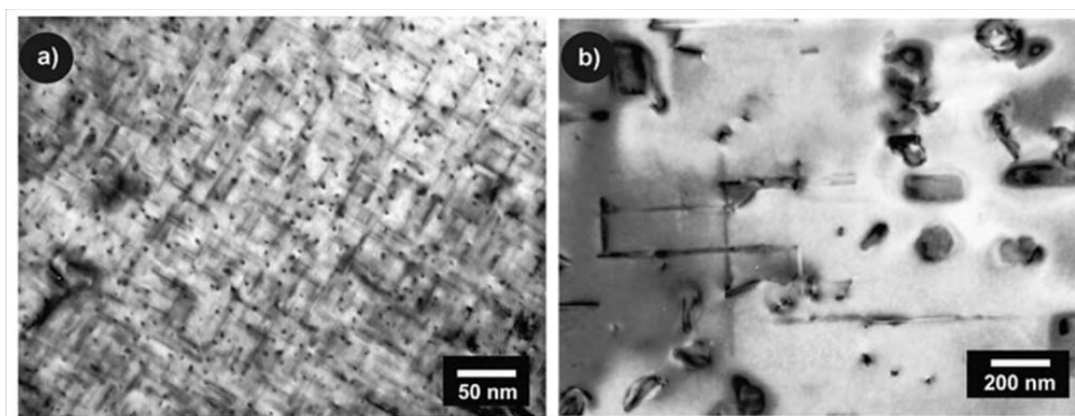


Figura 2.6 – Imagens de TEM da liga 6022 a) pico de envelhecimento b) sobre envelhecida [9]

G. Mrówka et al. [10] estudaram o efeito da temperatura e do tempo de envelhecimento nas propriedades mecânicas da liga 6082. Esta liga foi homogeneizada a 570°C, temperada e envelhecida a 130°C, 190°C e 200°C. Os resultados de dureza de Brinell em função das condições de envelhecimento obtidas neste estudo encontram-se representados na figura 2.7. Verificou-se que a dureza aumenta com o tempo de envelhecimento até um valor máximo que corresponde ao pico de envelhecimento, a partir do qual volta a decrescer. Para temperaturas mais elevadas o pico de envelhecimento é atingido para tempos de envelhecimento menores. No entanto o valor da dureza é menor ao obtido a temperaturas mais baixas de envelhecimento.

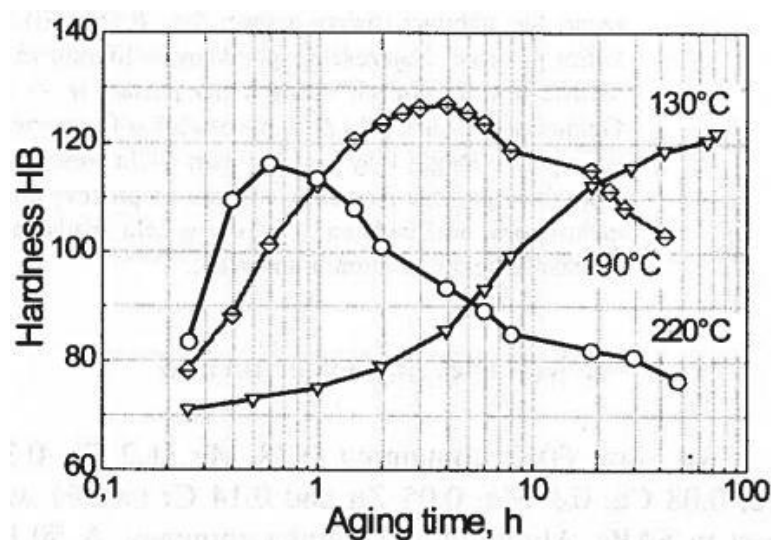


Figura 2.7 – Variação da dureza com o tempo de envelhecimento artificial a diferentes temperaturas [10]

2.2.4. Efeito do excesso de silício na liga 6082

A liga 6082 apresenta um excesso de silício relativamente ao necessário para a formação do composto intermetálico Mg_2Si . O excesso de silício é adicionado em parte para compensar as perdas de silício devido à formação de precipitados de β -(AlFeSi) durante a solidificação destas ligas. Este excesso de silício promove uma resposta adicional ao envelhecimento quer pelo refinamento do tamanho das partículas de Mg_2Si quer pela precipitação de Si. No entanto, devido à tendência do Si precipitar nas fronteiras de grão, o seu excesso pode provocar reduções de ductilidade e causar fragilidade intergranular [3].

Ceresara et al. investigaram o efeito do excesso de Si no comportamento de uma liga de Al - 0,8% Mg_2Si durante o envelhecimento. Foi verificado que o excesso de Si é responsável pela obtenção de precipitados mais finos e mais dispersos, aumentando a dureza da liga e reduzindo o tempo para o qual o pico de dureza é obtido. O efeito positivo do silício tem sido atribuído à formação de um grande quantidade de aglomerados de silício que posteriormente originam um grande número de zonas GP. Estas zonas GP por sua vez originam uma fase β'' mais fina e dispersa. [2]

Em estudos realizados em liga com excesso de Si, tem-se verificado a presença de fases adicionais àquelas observadas nas ligas balanceadas em termos de Mg e Si. Estas fases têm sido observadas apenas no estado de sobre-envelhecimento. Matsuda et al. verificaram a presença de três fases intermediárias, diferentes de β' numa liga de Al - 1% Mg_2Si – 0.4%Si após tratamento térmico. Estes precipitados foram designados por tipo-A, tipo-B e tipo-C (B''). [2]

M. Murayama et al. [11] estudaram o efeito do excesso de Si na precipitação das ligas de alumínio. Na figura 2.8 encontram-se os resultados de TEM obtidos para uma liga com excesso de Si (c) e para uma liga balanceada (d). As duas ligas foram sujeitas a envelhecimento artificial a 70°C durante 16 horas. Verificou-se a presença de precipitados muito finos e coerentes com a matriz em ambas as ligas. No entanto na liga com excesso de silício a densidade de precipitados é bastante maior.

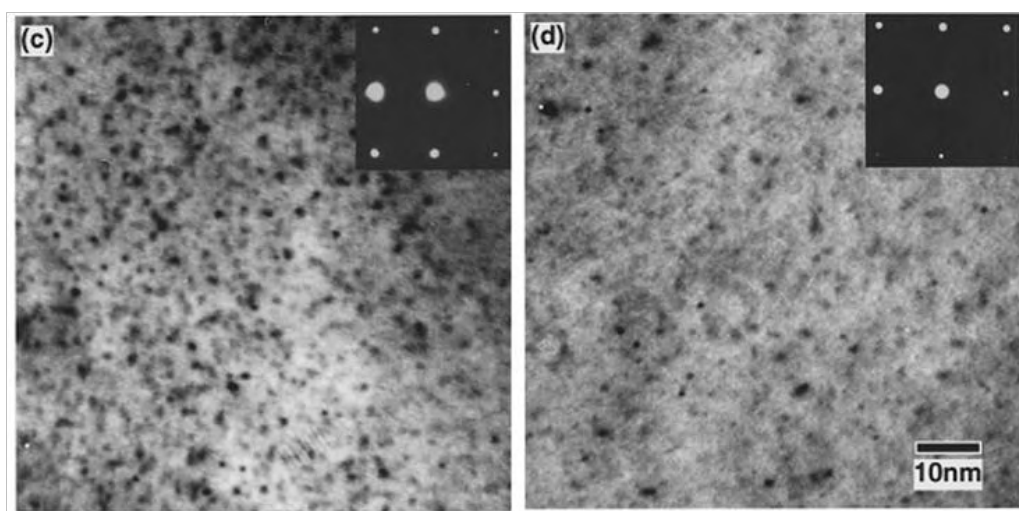


Figura 2.8 – Liga Al-Mg-Si com excesso de silício (esquerda) e de uma liga Al-Mg-Si balanceada (direita) após envelhecimento a 70°C durante 16h. [11]

2.2.5. Envelhecimento natural e envelhecimento artificial

O envelhecimento pode ocorrer de forma natural ou artificial. O envelhecimento natural é feito à temperatura ambiente enquanto o artificial é realizado a temperaturas mais altas. Enquanto em algumas ligas se conseguem atingir estados bastante interessantes a nível de propriedades mecânicas (T3 e T4), apenas com a realização de envelhecimento natural, noutras ligas para se atingirem estes ou estados superiores, a nível de propriedades mecânicas é necessário aumentar a temperatura de envelhecimento. A temperatura do envelhecimento artificial corresponde a cerca de 15 - 25% de diferença entre a temperatura ambiente e a temperatura de solubilização, e geralmente encontra-se entre 115 a 190°C e o ciclo varia entre 5 a 48 horas [3].

2.2.6. Efeito do envelhecimento natural no envelhecimento artificial subsequente

Durante o processo de conformação e tratamento térmico das ligas, por vezes o envelhecimento artificial não é logo realizado a seguir à têmpera, havendo um certo tempo em que a liga permanece à temperatura ambiente antes de sofrer o envelhecimento artificial, ou seja a liga pode envelhece naturalmente.

Este atraso no envelhecimento pode ter consequências adversas nas propriedades das ligas após o envelhecimento artificial, dependendo do teor de Mg_2Si , do excesso de Si, das condições de têmpera, da temperatura ambiente, do período de tempo que a liga está à espera de ser envelhecida, da taxa de aquecimento até à temperatura de envelhecimento, bem como do tempo e da temperatura do tratamento

de envelhecimento. Nas ligas de contêm mais do que 1% Mg_2Si , este efeito é muito acentuado e um tempo de espera de 24 horas pode provocar uma diminuição de 10% na resistência mecânica [2].

2.2.7. Precipitação secundária e envelhecimento interrompido

Durante muitos anos foi aceite que as propriedades mecânicas e microestruturais de uma liga de alumínio depois de submetida ao tratamento de envelhecimento se mantinham estáveis quando esta permanecia durante longos períodos de tempo a temperaturas próximas da temperatura ambiente. Hoje em dia sabe-se que numa liga de alumínio nestas condições pode ocorrer um fenómeno de precipitação secundária. Esta precipitação pode originar perda de ductilidade e diminuição da resistência à fractura. No entanto tem-se verificado que a precipitação secundária pode ser utilizada para melhorar as propriedades mecânicas das ligas quando aplicada a um tipo de envelhecimento modificado, designado envelhecimento interrompido [12].

O envelhecimento interrompido refere-se a um tratamento térmico desenvolvido recentemente em que o envelhecimento artificial é interrompido e a liga é deixada a uma temperatura mais baixa durante um período prolongado de tempo, após o qual o envelhecimento artificial é retomado.

As propriedades mecânicas de uma ampla gama de ligas têm sido melhoradas utilizando este processo de envelhecimento modificado. Esta melhoria deve-se ao controlo do processo de precipitação secundária [2].

Já foram desenvolvidos alguns tratamentos térmicos deste tipo. Nas ligas de alumínio 6xxx os envelhecimentos interrompidos mais frequentes têm como base a condição metalúrgica T6. Alguns destes envelhecimentos estão sumariados na tabela 2.2. Na figura 2.9 encontra-se uma representação esquemática destes tratamentos.

Tabela 2.2 – Sequência de processos nos envelhecimentos interrompidos. [12]

Condição	Sequência
T6I6	Solubilização, têmpera, pré-envelhecimento a T_a , têmpera, envelhecimento a 25-65°C (T_b), envelhecimento à temperatura de envelhecimento artificial (T_c), em que $T_c \leq T_a$
T6I76	Solubilização, têmpera, pré-envelhecimento a T_a , têmpera, envelhecimento a 25-65°C (T_b), envelhecimento à temperatura de envelhecimento artificial (T_c), em que $T_c > T_a$
T6I4	Solubilização, têmpera, pré-envelhecimento a T_a , têmpera, envelhecimento a 25-65°C
T6I7	Solubilização, têmpera, pré-envelhecimento a T_a , arrefecimento lento

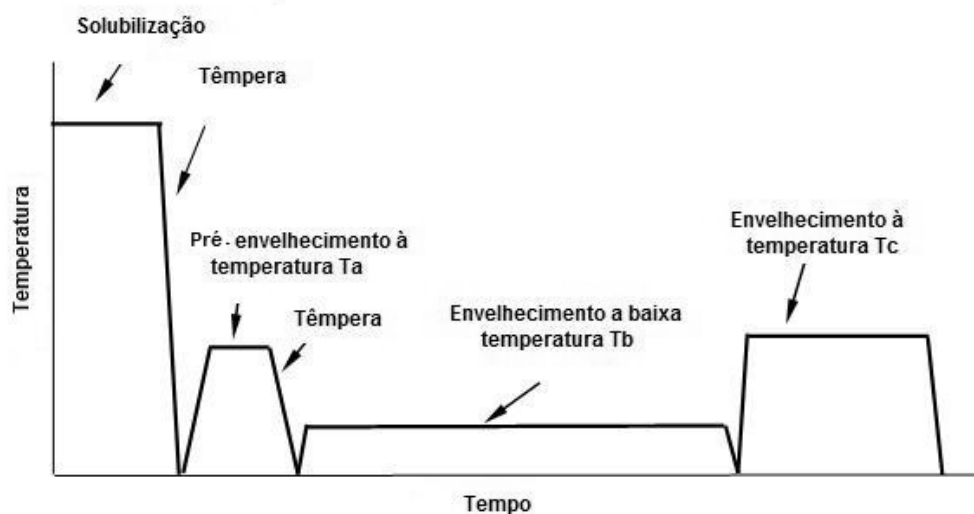


Figura 2.9 – Esquema do tratamento térmico T6IX [2]

Buha et tal. [13] estudaram o comportamento da liga 6061 submetida a tratamentos térmicos de envelhecimento distintos. As ligas foram solubilizadas a 560°C durante 2 horas, temperadas em água e foram submetidas a diferentes envelhecimentos: T6- a liga foi envelhecida a 177°C; T6I6/177 – a liga foi sub-envelhecida a 177°C durante 20 min, temperada, envelhecida a 65°C durante 14 dias e por fim re-envelhecida a 177°C; T6I6/150°C envelhecida a 177°C durante 20 min, temperada, envelhecida a 65°C durante 14 dias e por fim envelhecidas a 150°C. Na figura 2.10 podem-se analisar os resultados de propriedades mecânicas obtidas para as três ligas no pico de envelhecimento.

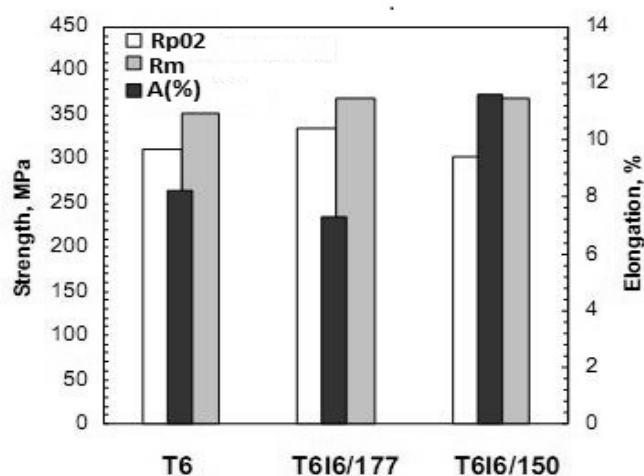


Figura 2.10 – Propriedades mecânicas da liga 6061 submetida a diferentes envelhecimentos [13]

Parece evidente que para ambas as temperaturas o tratamento térmico T6I6 origina uma melhoria nas propriedades mecânicas da liga em relação ao estado T6. O tratamento térmico T6I6/177 origina uma melhoria na resistência mecânica da liga, traduzida por um aumento da tensão de cedência e da tensão de ruptura. O tratamento T6I6/150 tem um efeito mais acentuado na ductilidade da liga, traduzido por um aumento significativo do alongamento. [13]

2.3. Processo de extrusão

Como foi dito anteriormente, as ligas de Al-Mg-Si são as ligas de alumínio mais utilizadas para extrusão.

A extrusão é um processo de deformação plástica muito versátil que permite a obtenção de perfis de alumínio com formas e secções diversas. Neste processo um bilete é pré-aquecido num forno a uma temperatura entre 450 a 500°C tornando-se dúctil. Devido à aplicação de uma pressão ao bilete, este é forçado a passar através de uma matriz, figura 2.11. Esta matriz possui um ou mais orifícios com a secção do perfil pretendido e uma espessura inferior à secção do bilete. [14]

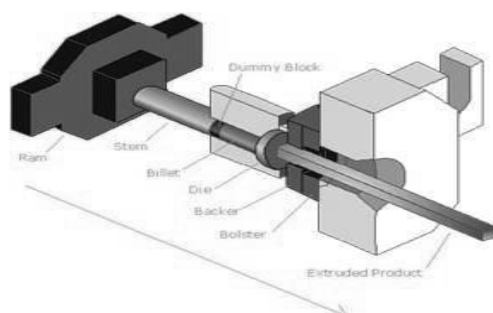


Figura 2.11 – Esquema ilustrativo da cabeça de uma extrusora

Neste processo, parâmetros como a temperatura do bilete, a velocidade de saída do perfil e a temperatura de saída devem ser ajustados para cada liga. Um ajuste correcto dos parâmetros de extrusão é necessário para a obtenção das propriedades mecânicas adequadas e desejadas. [3]

2.3.1. Processo industrial da Extrusal

A liga de alumínio 6082 estudada neste trabalho foi fornecida pela Extrusal S.A. tendo sido sujeita ao processo de fabrico desta empresa.

A Extrusal S.A. é uma empresa que se dedica à extrusão de perfis de alumínio. As ligas processadas nesta empresa pertencem à série 6xxx e são subdivididas em dois grupos: ligas standard - 6060 e 6063, e ligas especiais - 6061, 6083 e 6463. [3].

As ligas são recebidas nesta empresa na forma de billetes homogeneizados com um diâmetro de 178 mm e um comprimento de 7 a 8 metros. Quando são recebidos os billetes são identificados e armazenados no parque de matérias-primas da empresa.

Quando é necessária a sua utilização, os billetes são lavados com água para retirar alguma sujidade que se tenha acumulado durante o processo de transporte e durante o tempo de armazenamento. Estes billetes seguem para a plataforma de alimentação. Antes de entrar no forno de pré - aquecimento os billetes são escovados em escova de aço. Esta etapa permite retirar a camada de material mais externa do billete. Deste modo elimina-se uma quantidade significativa de impurezas e sujidades que causariam defeitos no produto final.

Após a escovagem os billetes entram no forno de pré - aquecimento onde estes são aquecidos de um modo mais homogêneo possível. O forno é a gás e é constituído por três zonas de aquecimento permitindo um aquecimento gradual e evitando, por um lado, que o billete fique exposto a temperaturas elevadas durante um período de tempo prolongado, e por outro, eliminar gradientes térmicos. As temperaturas variam consoante a liga e o tipo de perfil a extrudir.

À saída do forno os billetes são cortadas e transportados até ao contentor da extrusora que se mantém aquecido a uma temperatura constante. Em seguida o billete é extrudido. Antes da extrusão a matriz foi também previamente aquecida até uma temperatura de 400-430°C, durante algumas horas. Durante este processo é necessário garantir que a temperatura e o tempo são suficientes para que ocorra a solubilização completa. Condições inadequadas de extrusão podem levar a produtos com defeitos e propriedades mecânicas indesejáveis.

À saída da extrusora é feito o arrefecimento rápido do perfil. No arrefecimento procura-se passar rapidamente o intervalo crítico de temperatura para cada liga. Para este efeito, a linha possui um túnel de arrefecimento que permite o arrefecimento dos perfis em dois meios distintos, ar e ar+água, permitindo que os caudais sejam ajustados pelo operador. Depois de arrefecidos os perfis são aplanados e cortados e seguem para o forno de tratamento térmico [3].

2.4. Bibliografia

- [1] – ASM International Handbook Committee, *Heat treating*, in ASM Handbook, vol.4, American Society for Metals, USA, pg. 850-927, (1990)
- [2] – J. Buha, *Interrupted ageing of Al-Mg-Si-Cu alloys*, PhD Thesis, University of New South Wales (2005)
- [3] – M.M.M. Martins, *Estudo do comportamento das ligas de alumínio 6061 e 6082*, Tese de Mestrado, Universidade de Aveiro (2008).
- [4] – N.R. Oliveira, *Transformações microestruturais nas ligas de alumínio arrefecidas desde o domínio semi-sólido*, Tese de Mestrado, Universidade de Aveiro (2008).
- [5] – G. Totten, S. Mackenzie, *Handbook of Aluminum*, vol 1, pg. 887-895, USA (2003)
- [6] – ref.^a [5], p.267
- [7] – ref.^a [5], p.973
- [8] – F.W.Smith, *Princípios de Ciência e Engenharia de Materiais*, Mc Graw Hill, pg.528 (1996)
- [9] – J.J. Gracio, F. Barlat, E.F. Rauch, P.T. Jones, V.F. Neto, A.B. Lopes, *Artificial aging and shear deformation behaviour of 6022 aluminium alloy*, International Journal of Plasticity, pg. 427-445 (2004)
- [10] – G. Mrowka-Nowotnik, J. Sieniawski, A. Nowotnik, *Influence of Precipitation Strengthening Process on the Mechanical Properties of 6082 wrought Aluminium Alloy*, Archives of Metallurgy and Materials, pg. 33-36 (2006)
- [11] – M. Marayama, K. Hono, *Pre- precipitate clusters and precipitation processes in Al-Mg-Si alloys*, Acta Mater, pg.1537-1548 (1999)
- [12] – R.N. Lumley, I.J. Polmear, A.J. Morton , *Temper Developments Using Secondary Ageing, Aluminum Alloys*, Institute of Minerals Engineering, pg. 85-95, (2004).
- [13] - J. Buha, R.N. Lumley , P.R. Munroe, A.G. Crosky *TEM analysis of an interrupted aged 6061 alloy*, Materials Forum, pg.1167-1172, (2004)
- [14] – www.eaa.net

Capítulo 3 – Procedimento experimental

A escolha da liga 6082 para estudo neste trabalho deve-se ao facto de se tratar de uma liga especial, com potencial para ser utilizada em aplicações de engenharia avançada, como no ramo automóvel. No entanto esta liga é extremamente sensível às condições de processamento, com sucessivos aquecimentos e arrefecimentos, o que leva a que pequenas oscilações no processo de conformação e tratamento térmico da liga possam originar perfis com propriedades mecânicas inadequadas.

O estudo do comportamento desta liga durante o seu processamento, em especial durante a etapa de tratamentos térmicos é importante para conseguir obter perfis com propriedades optimizadas.

Neste trabalho estudou-se o comportamento de perfis da liga 6082 envelhecidos, conformada pelo processo de extrusão da Extrusal. Estes perfis foram submetidos a diferentes condições de tratamento térmico de envelhecimento. Numa primeira etapa deste trabalho foi estudado o efeito da variação do tempo de envelhecimento no comportamento mecânico desta liga. Este estudo foi realizado a nível industrial na Extrusal. Além disso, tentou-se compreender a origem de algumas variações de propriedades mecânicas inesperadas, observadas durante esta etapa do trabalho.

Foi efectuado um outro estudo para verificar o estado de solubilização dos principais elementos de liga. Neste estudo foram comparadas as propriedades mecânicas e microestruturas da liga solubilizada durante o processamento industrial com a liga solubilizada após extrusão.

Em seguida foi estudado o efeito de tempo de armazenamento à temperatura ambiente, entre a têmpera e o envelhecimento artificial.

Por último, foi estudado o comportamento dos perfis da liga 6082 submetidos a tratamentos térmicos de envelhecimento diferentes dos utilizados na empresa

Extrusal. Foi dada especial atenção ao comportamento mecânico da liga sujeita a um envelhecimento interrompido T6I6. Esta etapa foi realizada a nível laboratorial.

Para o estudo do comportamento mecânico da liga sujeita às diferentes condições foram realizados ensaios de tracção e microdureza de Vickers. Os ensaios de tracção foram realizados na Extrusal, enquanto os ensaios de microdureza foram realizados no Departamento de Engenharia Cerâmica e do Vidro da Universidade de Aveiro (DECV). Foi ainda realizada uma análise microestrutural das várias amostras utilizando as técnicas SEM e TEM. Esta análise foi realizada no DECV.

Uma vez que este trabalho decorreu com a colaboração da empresa Extrusal S.A., a informação sobre condições específica de processamento será mantida em confidencialidade. Como tal as condições de envelhecimento, tempo e temperatura aparecem neste trabalho codificadas com as designações de H e T_{env} , respectivamente. É de notar que:

- ✓ $H_0 < H_{1/2} < H_1 < H_2 < H_3 < H_4 < H_5 < H_6 < H_7 < H_8 < H_9 < H_{10} < H_{11}$
- ✓ $T_{env1} < T_{env2}$

sendo diversa a amplitude dos intervalos de tempo de envelhecimento, com um máximo inferior a 100 horas, e T_2 inferior a 200°C.

3.1. Parâmetros de processamento e características da liga 6082

Na tabela 3.1 apresenta-se a composição química da liga 6082 em estudo neste trabalho.

Tabela 3.1-Composição química da liga 6082

Elemento de liga	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Zn
Valor (%)	0,930	0,210	0,001	0,490	0,690	0,001	0,003

Neste trabalho a liga foi sempre submetida às mesmas condições de extrusão e têmpera; estas condições correspondem às habitualmente utilizadas na Extrusal. A extrusão da liga foi efectuada a uma velocidade V_{ext} , e o bilette atinge durante este processo uma temperatura T_b . Após extrusão foi rapidamente arrefecido utilizando água (tabela 3.2). No processo industrial da Extrusal a solubilização da liga é feita durante o pré-aquecimento e extrusão do bilette. O parâmetro aqui designado por temperatura do bilette, T_b , corresponde à temperatura que o bilette atinge durante a extrusão e esta é igual à temperatura de solubilização da liga neste processo industrial, T_s1 . Os perfis extrudidos eram de secção quadrada com aresta = 2,33 cm e maciços.

Tabela 3.2- Parâmetros de extrusão da liga 6082

Parâmetro	Tª bilette (°C)	Velocidade de extrusão (m/S)	Meio de arrefecimento
	Tb	V	Água

3.1.1. Estudo do efeito do tempo de envelhecimento nas propriedades da liga

Neste trabalho começou-se por analisar o efeito do tempo de envelhecimento no comportamento dos perfis da liga 6082 extrudidos. Para tal, seis amostras do perfil foram envelhecidas à mesma temperatura, T_{env1} e durante tempos de envelhecimento diferentes. A temperatura de envelhecimento foi escolhida tendo em conta o *know-how* da empresa, sendo também aquela que originou melhores propriedades mecânicas na liga envelhecida, num trabalho feito anteriormente [1]. Estas amostras foram identificadas durante este trabalho como A1 a A6 (Tabela 3.3).

Os resultados das propriedades mecânicas inesperados obtidos para o conjunto de amostras A levaram à necessidade de procurar a fonte que pudesse estar na sua origem. O comportamento de um perfil desta liga ao longo do processo de conformação levantou algumas suspeitas de que o problema poderia estar relacionado com as variações de temperatura observadas ao longo do processo de extrusão e têmpera. Como tal procedeu-se à análise de três diferentes regiões de um perfil extrudido e envelhecido. As amostras foram envelhecidas á temperatura T_{env1} e durante um período de tempo H6. Estas amostras foram identificadas de B1 a B3 (Tabela 3.3).

Tendo em conta os resultados obtidos nas amostras anteriores, repetiu-se a análise do comportamento da liga envelhecida com o tempo de envelhecimento, mas desta vez as amostras foram retiradas de zonas equivalentes do perfil extrudido de forma a eliminar esta variável no comportamento da liga. Assim sendo, foram estudados seis tempos diferentes de envelhecimento. Estas amostras foram identificadas durante este trabalho de C1 a C6 (Tabela 3.3).

Todas as amostras foram caracterizadas em termos de comportamento mecânico a partir de ensaios de tracção e de microdureza Vickers. Para relacionar as propriedades mecânicas obtidas com as microestruturas das amostras foi realizada análise microestrutural utilizando SEM e TEM; Para esta análise foi feita uma selecção das amostras tendo em conta os resultados das propriedades mecânicas. Na tabela 3.3 encontra-se um resumo das condições de tratamento térmico de envelhecimento a

que cada amostra desta etapa do trabalho foi submetida. Na figura 3.1 apresenta-se um esquema do tratamento a que as amostras dos conjuntos A, B e C foram sujeitas.

Tabela 3.3 – Condições de envelhecimento para as amostras A1a A6, B1 a B3 e C1 a C6

Tª envelhecimento (°C)	Tempo (h)	Zona do perfil	Amostra
T1	H1,H2,H3,H4,H5,H6	Não especificado	A1, A2, A3, A4, A5, A6
	H6	Zona 1, Zona 2, Zona3	B1, B2, B3
	H1,H2,H3,H4,H5,H6	Zona 1	C1, C2, C3, C4, C5, C6

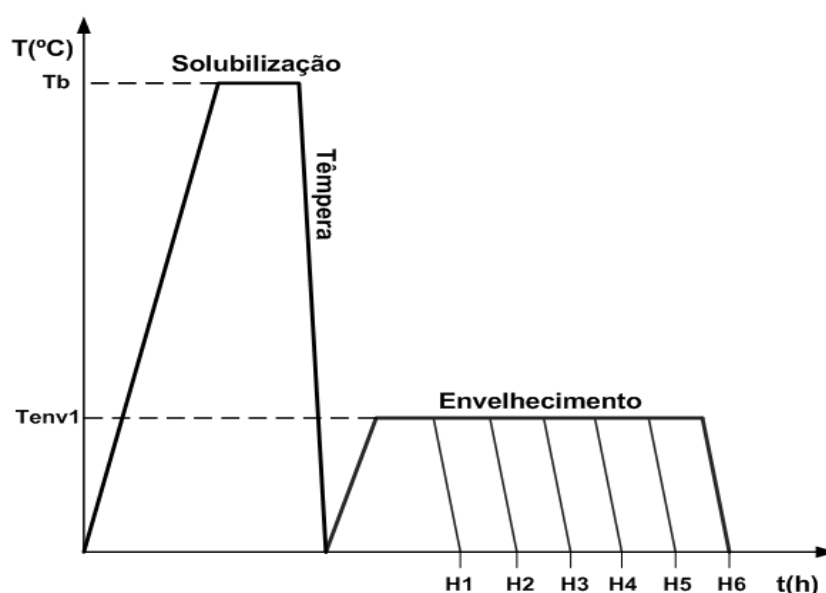


Figura 3.1 – Esquema do tratamento das amostras A1 a A6, B1 a B3 e C1 a C6.

3.1.2. Estudo do estado de solubilização dos elementos de liga após extrusão

A observação microestrutural, através das técnicas de SEM e TEM das amostras estudadas no ponto 3.1.1. levou à necessidade de uma observação da liga após o processo de solubilização da mesma. Neste ponto do trabalho foi realizado o estudo microestrutural da liga solubilizada resultante do processo de extrusão realizado na Extrusal, assim como a análise da liga solubilizada a nível laboratorial a uma temperatura, T_{s2} , sendo esta a temperatura de solubilização ideal indicada pelos fornecedores da liga.

Para a realização deste estudo foram retiradas quatro amostras de um perfil da liga após o processo de extrusão e têmpera. Uma das amostras, designada de S_{ext} , foi congelada a uma temperatura de aproximadamente -18°C . A manutenção da liga a esta temperatura foi realizada de forma a garantir que não ocorressem fenómenos de precipitação permitindo assim estudar a liga no seu estado temperado após o processo de solubilização industrial. As três restantes amostras foram, novamente submetidas a um tratamento de solubilização, à temperatura T_s2 , e durante três diferentes intervalos de tempo, H_s1 , H_s2 e H_s3 (recomendado pelo fornecedor da liga). Estas três amostras foram designadas neste trabalho por S1, S2 e S3, respectivamente. Na tabela 3.4. apresentam-se as condições de tratamento térmico de solubilização a que cada uma destas amostras foi sujeita.

Tabela 3.4- Condições do TT de solubilização das amostras S_{ext} , S1, S2 e S3.

	S_{ext}	S 1	S 2	S 3
Tª solubilização	$T_s 1$	$T_s 2$	$T_s 2$	$T_s 2$
Tempo solubilização	—	H_s1	H_s2	H_s3

Estas amostras foram estudadas em termos de propriedades mecânicas através de medidas de microdureza Vickers. A nível microestrutural as amostras foram estudadas através das técnicas de TEM e de SEM.

3.1.3. Efeito do tempo de espera entre a têmpera e o envelhecimento artificial

Como foi dito anteriormente, durante o processo industrial os perfis temperados nem sempre são imediatamente sujeitos ao envelhecimento artificial. Nesta etapa do trabalho estudou-se o efeito do tempo de espera entre a têmpera e o envelhecimento artificial no comportamento da liga. Para este estudo, seis amostras temperadas foram submetidas a envelhecimentos naturais durante períodos de tempo diferentes. Foram realizados apenas ensaios de microdureza Vickers a estas amostras pois o tempo de permanência à temperatura ambiente não era suficiente para permitir a preparação e a realização de ensaios de tracção e de análise microestrutural. Estas amostras foram identificadas de D1 a D6.

Em seguida estas amostras foram submetidas ao mesmo tratamento térmico de envelhecimento, à temperatura T_{env1} e durante um período de tempo $H3$. Para estas amostras, identificadas de E1 a E6, foram efectuados ensaios de microdureza

de Vickers. Na tabela 3.5. encontra-se um resumo das condições de tratamento térmico de envelhecimento a que cada amostra desta etapa do trabalho foi submetida.

Na figura 3.2. apresenta-se um esquema do tratamento térmico a que as amostras do conjunto E foram submetidas.

Tabela 3.5 – Parâmetros de envelhecimento para as amostras D1 a D6 e E1 a E6

Envelhecimento natural			Envelhecimento artificial		
T ^a (°C)	Tempo (h)	Amostra	T ^a (°C)	Tempo (h)	Amostra
25	H ₀ ,H ₂ ,H ₄ ,H ₇ ,H ₈ ,H ₉	D1,D2,D3,D4,D5,D6	T _{env1}	H3	E1,E2,E3,E4,E5,E6

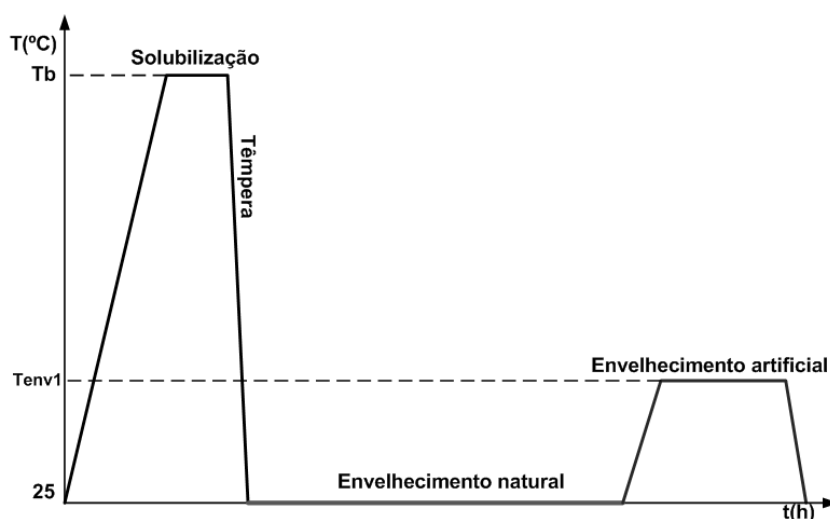


Figura 3.2 – Esquema do tratamento térmico das amostras D1 a D6 e E1 a E6

3.1.4. Envelhecimentos efectuados em condições diferentes das indústrias.

A última etapa deste trabalho consistiu no estudo do comportamento da liga sujeita a tratamentos térmicos de envelhecimento em condições diferentes dos praticados habitualmente na indústria. Na tabela 3.6 encontram-se sumariadas as condições de tratamento térmico de cada amostra, designadas de F1 a F4.

Foi ainda estudado o comportamento mecânico da liga ao longo do tratamento térmico de envelhecimento interrompido, T6I6, como o da amostra F3. Para tal várias amostras foram retiradas ao longo de cada etapa deste tratamento térmico, figura 3.3. Este tratamento térmico foi realizado em laboratório, utilizando uma estufa.

Tabela 3.6 – Condições de envelhecimento das amostras F1 a F4

Pré-envelhecimento		Envelhecimento natural		Envelhecimento artificial		
T ^a (°C)	Tempo (h)	T ^a (°C)	Tempo (h)	T ^a (°C)	Tempo (h)	Amostras
T _{env} 2	H _{1/2}	-	-	-	-	F1
T _{env} 2	H _{1/2}	-	-	T _{env} 1	H3	F2
T _{env} 1	H _{1/2}	T _{nat} .1	H10	T _{env} 1	H3	F3
-	-	T _{nat} .1	H10	T _{env} 1	H3	F4

Foram efectuados ensaios de microdureza Vickers destas amostras para avaliar a evolução da microdureza ao longo do envelhecimento e análise microestrutural através de SEM e TEM. Estas amostras foram designadas de G1 a G13 como se apresenta na tabela 3.7. Os resultados destas amostras foram comparados com os das amostras do conjunto I, envelhecidas artificialmente em laboratório, nas condições descritas na tabela 3.7.

Tabela 3.7 – Condições de envelhecimento das amostras G1 a G13 e I1 a I8

Sub-envelhecimento		Envelhecimento natural			Envelhecimento artificial		
T ^a (°C)	Tempo (h)	T ^a (°C)	Tempo (h)	Amostras	T ^a (°C)	Tempo (h)	Amostras
T _{env} 1	H _{1/2}	T _{nat} 1.	H3,H6,H8, H9,H10,H11	G1,G2,G3, G4,G5,G6	T _{env} 1	H _{1/2} ,H1,H2, H3,H4,H5,H6	G7,G8,G9, G10,G11,G12,G13
--	--	--	--	--	T _{env} 1	Ho,H _{1/2} ,H1,H2, H3,H4,H5,H6	I1, I2, I3,I4, I5, I6,I7,I8

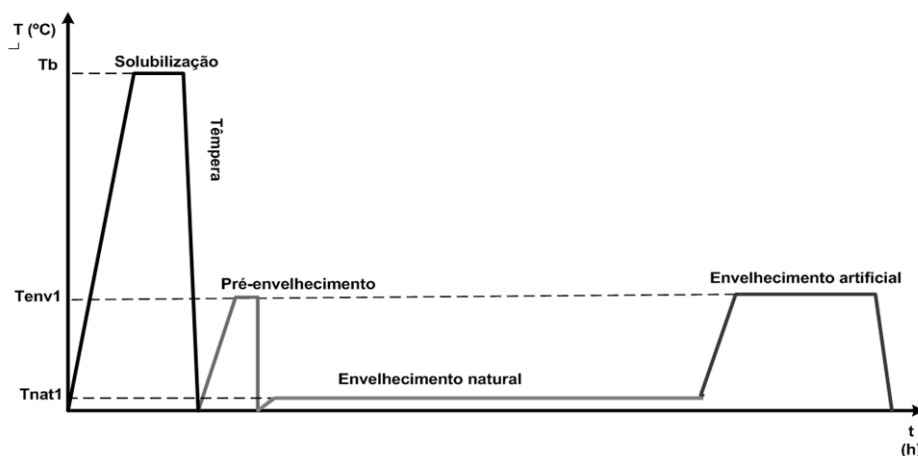


Figura 3.3 – Esquema do tratamento térmico T6I6 efectuado

3.2. Avaliação das propriedades mecânicas

3.2.1. Ensaio de tracção

Os ensaios de tracção são frequentemente utilizados na indústria para avaliar a resistência mecânica dos materiais. Neste ensaio um provete do material é submetido a uma força (F_t) uniaxial, continuamente crescente geralmente até à ruptura. A força e o respectivo alongamento sofrido pelo provete são registados ao longo do ensaio. O alongamento ($\Delta l = l - l_0$) é obtido a partir do sinal de um extensómetro aplicado ao provete.

A máquina de ensaios de tracção contém dois travessões e duas amarras nas quais o provete é preso nas duas extremidades. A força é aplicada ao provete mediante o deslocamento de um dos travessões onde a amarra e uma das extremidades do provete se encontram presos. O ensaio de tracção é realizado num intervalo de tempo curto e a velocidade de deslocamento do travessão móvel é constante.

Deste ensaio é obtida uma curva da força em função do alongamento do provete ao longo do ensaio. A partir deste resultado pode-se obter uma curva de tensão nominal - extensão nominal. A tensão nominal (σ_n) é obtida dividindo a força aplicada (F_t) pela área inicial (a_0) da secção recta do provete perpendicular à força aplicada. A deformação nominal (ϵ_n) é obtida através do quociente entre o alongamento (Δl) e o comprimento inicial do provete (l_0), ou seja $\epsilon_n = \Delta l / l_0$. [2]

As propriedades mecânicas que se podem obter deste ensaio são:

- ✓ Tensão de ruptura à tracção (R_m)
- ✓ Tensão de cedência a 0,2% ($R_{p0,2}$)
- ✓ Alongamento percentual até à ruptura (A)
- ✓ Módulo de elasticidade (E)
- ✓ Percentagem de redução de área até à fractura.

No início do ensaio de tracção o material deforma-se elasticamente, isto é se a carga for retirada o provete volta ao seu comportamento inicial. No caso dos metais e ligas metálicas, é geralmente inferior a 0,5%. Na região elástica do diagrama de tensão nominal - extensão nominal dos metais e ligas verifica-se uma relação linear entre a tensão e a extensão, a qual é descrita pela lei de Hooke descrita pela equação 3.1.

$$\sigma_n = E \times \epsilon_n \quad \text{Equação 3.1}$$

Nesta equação E é o módulo de elasticidade ou módulo de Young. O módulo de Young está relacionado com a força de ligação entre os átomos do material. Os materiais com módulo de Young elevados são relativamente rígidos e não flectem facilmente. Os aços apresentam módulos de Young da ordem dos 207 GPa, enquanto que as ligas de alumínio têm módulos de Young mais baixos de cerca de 69 a 76 GPa.

A tensão de cedência, é uma propriedade muito importante em engenharia e projecto de estruturas, esta propriedade representa a tensão a partir da qual a deformação plástica do metal ou liga passa a ser significativa. Como no diagrama de tensão nominal - extensão nominal não é possível identificar um ponto exacto em que corresponda ao fim da deformação elástica e ao início da deformação plástica, adoptou-se como tensão de cedência a tensão para a qual já ocorreu uma certa deformação plástica. Esta tensão é geralmente definida como a tensão para a qual já ocorreu uma extensão plástica de 0,2% e é obtida a partir da curva de tensão nominal - extensão nominal.

A tensão de ruptura ou resistência à tracção, R_m , corresponde ao valor de tensão máxima da curva de tensão nominal - extensão nominal. Se ocorrer no provete um decréscimo localizado da área da secção recta, estrição, o posterior aumento da extensão provoca uma diminuição da tensão nominal até que ocorre fractura, já que a tensão nominal é determinada em relação à área inicial da secção recta do provete. Quanto mais dúctil for o metal, maior será a estrição que precede à fractura, e por isso maior será o decréscimo de tensão para além da tensão máxima.

O alongamento percentual do provete submetido ao ensaio de tracção é uma medida da ductilidade do metal. Geralmente quanto maior for a ductilidade do material maior será o alongamento percentual que o provete sofre durante o ensaio. O alongamento total do provete é medido unindo as duas partes do provete ensaiado, utilizando um paquímetro. Este alongamento é calculado através do equação 3.2, em que l_f representa o comprimento final do provete ensaiado e l_0 o comprimento inicial.

$$\Delta l(\%) = \frac{l_f - l_0}{l_0} \times 100\% \quad \text{Equação 3.2}$$

Outra propriedade mecânica que também caracteriza a ductilidade de um material é a percentagem de redução de área.

Para a realização dos ensaios de tracção foram maquinados provetes circulares de acordo com a norma de produto NP EN 755- 1:1999. Os ensaios de tracção decorreram de acordo com a norma NP EN 10002-1:2006 e foi usada uma máquina de tracção Shimadzu AG-100KNG, cuja célula de carga tem uma capacidade

de 100 KN. Para a determinação da tensão de cedência, $R_{p0.2}$, utilizou-se um extensômetro Shimadzu SG 50-50. [1] Para cada amostra foram realizados três ensaios e os resultados apresentados são a média dos três ensaios. Estes ensaios foram realizados pela empresa Extrusal.

3.2.2. Ensaios de microdureza Vickers

A dureza pode ser definida como a capacidade de um material resistir a uma indentação ou deformação permanente quando em contacto com um indentador sob carga. Na generalidade, um teste de dureza consiste em pressionar um indentador com geometria e propriedades mecânicas conhecidas sobre a superfície do material a testar. A dureza do material é quantificada utilizando uma das várias escalas existentes que, directa ou indirectamente, indicam a pressão de contacto envolvida na deformação da superfície da amostra teste.

O teste de dureza é possivelmente o método mais simples e barato para a caracterização mecânica de um material uma vez que este não requer uma preparação elaborada dos provetes, em comparação por exemplo com o teste de tracção, envolve equipamento relativamente barato e é um método rápido. Várias investigações revelam que é possível obter uma relação entre a dureza e outras propriedades mecânicas como a tensão de cedência, resistência à tracção e fadiga. Esta relação possibilita a utilização dos ensaios de dureza para avaliar o comportamento do material durante o seu processamento. Além do mais, o ensaio de dureza é um método não destrutivo para avaliar o comportamento mecânico de produtos acabados.

Os ensaios de dureza podem ser classificados de acordo com a magnitude de cargas aplicadas no indentador. Assim, têm-se ensaios de microdureza, macrodureza e mais recentemente nanodureza. Nos ensaios de macrodureza a carga utilizada é superior a 1 Kgf. Por exemplo, nos ensaios de macrodureza de Vickers a carga pode variar de 1 a 120 Kgf. Os ensaios de nanodureza ou nanoindentação dependem simultaneamente da carga e da profundidade da indentação produzida no material. Nestes ensaios as cargas podem ser tão pequenas quanto 0,1 mN com medições de profundidade na gama dos 20 nm. Nos ensaios de microdureza a carga de indentação varia de 1 gf até 1 Kgf.

Na microdureza de Vickers o indentador é de diamante e tem a forma de uma pirâmide quadrangular com um ângulo de abertura de 136° como se apresenta na figura 3.4.

O ensaio de microdureza de Vickers deixa uma marca impressa na amostra testada como a que se apresenta na figura 3.4. O número de dureza de Vickers, HV, é obtido através do quociente entre a carga aplicada no ensaio e a área de impressão projectada pelo indentador, quando retirada a carga. A área é obtida através da leitura da medida das diagonais da impressão, equação 3.3.

$$HV = \frac{F_t}{A_{\text{indentação}}} = \frac{F_t}{\frac{d^2}{2 \sin(\alpha/2)}} = 1,854 \times \frac{F_t}{d^2}$$

Equação 3.3

onde F_t representa a força de impressão, em Kgf, α o ângulo de abertura de 136° e d o comprimento da diagonal em milímetros. O valor de d é a média das duas diagonais da impressão deixada na amostra. [3]

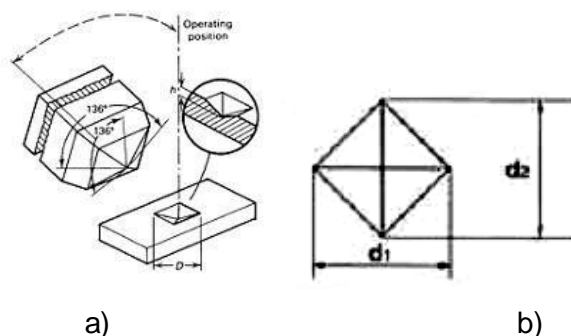


Figura 3.4 – Representação esquemática do ensaio de microdureza Vickers (a) e representação da indentação deixada na amostra durante o ensaio (b). [3]

Neste trabalho para a realização deste ensaio foi utilizado um microdurómetro Shimadzu M, figura 3.5, com um processador acoplado. A carga de cada ensaio foi escolhida tendo em conta a perfeição da impressão deixada na amostra. Para cada amostra foram realizadas 10 indentações.



Figura 3.5 – Fotografia do microdurómetro Shimadzu M

3.3. Análise microestrutural da liga de alumínio

A análise microestrutural é um meio complementar muito importante para a compreensão do comportamento mecânico das ligas de alumínio e a sua relação com as características microestruturais das mesmas. A análise microestrutural das ligas de alumínio é realizada através de microscopia óptica e electrónica. A microscopia electrónica é utilizada quando a ampliação e profundidade da análise de microscopia óptica se tornam insuficientes. As duas técnicas mais utilizadas de microscopia electrónica são o SEM e o TEM.

3.3.1. Microscopia electrónica de varrimento (SEM)

A microscopia electrónica de varrimento permite a observação e caracterização de uma grande variedade de materiais numa escala nanométrica ou micrométrica. Nesta técnica a área da amostra a observar é irradiada com um feixe de electrões que varre a área seleccionada, formando a imagem. Da interacção entre o feixe de electrões e a amostra são produzidos vários tipos de sinais, como electrões secundários, electrões retrodispersos, electrões Auger, raios – X característicos e outros fotões de variadas energias. Estes diferentes sinais podem ser utilizados para estudar muitas das características da amostra como a sua microestrutura, topografia da superfície, cristalografia e composição.

Para a formação de imagens em SEM os sinais mais importantes são dados pelos electrões secundários e pelos electrões retrodispersos, pois estes interagem na zona superficial da amostra, fornecendo a topografia da superfície. A grande profundidade do campo do microscópio electrónico de varrimento possibilita a obtenção de imagens com uma aparência tridimensional. Nesta técnica são usualmente obtidas imagens topográficas na gama de ampliações entre 10 a 10000 vezes.

No estudo das ligas de alumínio esta técnica permite obter a morfologia superficial da amostra, sendo possível verificar a presença de precipitados grandes de segundas fases, a sua distribuição na matriz de alumínio e o seu tamanho.

A análise dos raios –X característicos emitidos da amostra contém informação qualitativa e quantitativa que permite obter a composição química da amostra em causa. Esta análise de composição química pode ser realizada em toda a zona visível

da amostra ou restringida a um diâmetro mínimo de aproximadamente 1µm, permitindo a identificação de segundas fases. [4]

Para a observação de ligas de alumínio em SEM as amostras a observar devem ser previamente preparadas. A qualidade do polimento influencia o desenvolvimento da própria microestrutura; um polimento desadequado pode levar a erros na interpretação das microestruturas. Em seguida é descrito o método utilizado para a preparação das amostras para observação em SEM.

3.3.1.1. Preparação das amostras para observação em SEM

Para a observação em SEM as amostras foram previamente preparadas para este efeito. As diferentes amostras foram cortadas numa serra perpendicularmente à direcção de extrusão do perfil. Estas amostras foram montadas em resina epoxi (80%) polimerizada com endurecedor (20%). Após a polimerização completa procedeu-se ao desbaste grosseiro em lixas SiC com diferentes granulometrias (P180, P400, P600 e P1200). O desbaste foi realizado na presença de água para evitar o aquecimento excessivo das amostras. Após o desbaste foi feito um polimento das amostras de forma a eliminar os riscos originados na etapa de desbaste. O polimento foi feito com pastas de diamante com granulometrias decrescentes (15 µm, 9 µm, 6 µm, 3 µm e 1 µm), utilizando panos de polimento adequados. Entre a utilização de cada pasta de diamante as amostras foram limpas num equipamento de ultra sons de forma a eliminar as partículas abrasivas, e evitar a contaminação dos panos de polimento e um polimento inadequado. Este polimento foi acompanhado de observação num microscópio óptico para avaliar a qualidade do polimento das amostras em cada pasta.

As amostras polidas foram coladas numa porta amostras com cola de carbono e foram recobertas com um filme condutor de carbono. Para a observação em SEM foi utilizado um microscópio Hitachi SU-70. As faces observadas correspondem a superfícies paralelas à direcção de extrusão.

3.3.2. Microscopia electrónica de transmissão (TEM)

Na microscopia electrónica de transmissão, tal como na de varrimento, a amostra é irradiada por um feixe de electrões, no entanto neste caso o feixe é transmitido através da amostra. Tal é possível devido à espessura extremamente fina das amostras a observar em TEM.

3.3.2.1. Preparação das amostras para observação em TEM

Para a preparação das amostras para observação em TEM foram cortadas amostras perpendicularmente à direcção de extrusão do perfil. Foi efectuado ainda outro corte segundo a direcção de extrusão com uma espessura de aproximadamente 0,5cm. As amostras foram coladas num suporte de alumínio para facilitar o desbaste. O desbaste foi feito utilizando várias lixas de SiC com granulometria decrescente (P180, P400, P600, P1200). Após redução da espessura das amostras para metade fez-se o desbaste da outra face da amostras até atingir uma espessura de aproximadamente 100 μm . Após a obtenção da folha fina de alumínio, esta foi cortada com um punção em pequenos discos com aproximadamente 2,5 mm de diâmetros.

Para que a observação em TEM seja possível é necessário que a amostra esteja extremamente fina, até à transparência. Tal foi conseguido através de um polimento electrolítico. Neste polimento, é estabelecida uma célula electrolítica, tendo a amostra como ânodo. A aplicação de um potencial apropriado permite a dissolução controlada da amostra. Para fazer o polimento electrolítico foi utilizada uma máquina Struers Tempol-3, com uma mistura de ácido nítrico (25%) com metanol (75%), e utilizou-se uma voltagem fixa de 10 volts. O microscópio usado foi um Hitachi H-9000.

3.4 Bibliografia

[1] M.M.M. Martins, *Estudo do comportamento das ligas de alumínio 6061 e 6082*, Tese de Mestrado, Universidade de Aveiro (2008)

[2], W F. Smith, *Princípios de Ciência e Engenharia de Materiais*, Mc Graw Hill, pg. 266-276, (1996)

[3] ASM International Handbook Committee, *Mechanical testing*, in ASM Handbook, vol.8, American Society for Metals, USA, pg. 469-494, (1992)

[4] ASM International Handbook Committee, *Metallography and microstructures*, in ASM Handbook, vol.9, American Society for Metals, USA, pg. 311-351 (1990)

Capítulo 4 – Resultados

Neste capítulo serão apresentados e discutidos os resultados obtidos em cada etapa deste trabalho, descrita no capítulo 3. Serão analisados os resultados de propriedades mecânicas obtidos nos ensaios de tracção e de microdureza Vickers, bem como da análise microestrutural efectuada com recurso às técnicas de TEM e SEM. Será, também, analisada a relação entre as propriedades mecânicas da liga sujeita às diferentes condições de tratamento térmico e a respectiva microestrutura.

4.1. Estudo do efeito do tempo de envelhecimento nas propriedades da liga

Como foi descrito no capítulo anterior, no ponto 3.1.1., numa primeira fase deste trabalho foi estudado o efeito do tempo de envelhecimento no comportamento mecânico e microestrutural da liga 6082 extrudida. Em seguida serão apresentados os resultados obtidos nesta etapa do trabalho e será feita a sua discussão de forma a possibilitar uma melhor compreensão do comportamento da liga nestas condições. Durante a análise dos resultados será feita uma comparação destes com outros resultados publicados, que auxiliam a compreensão dos mesmos.

4.1.1. Propriedades mecânicas

As amostras agora estudadas foram submetidas a um tratamento térmico de envelhecimento artificial, à temperatura $T_{env.1}$, após extrusão e têmpera. Para o conjunto de amostras A e C (tabela 3.3) as amostras de cada conjunto foram sujeitas a diferentes tempos de envelhecimento, H1 a H6, com $H1 < H6$. No conjunto de amostras B (tabela 3.3), as amostras foram todas sujeitas ao mesmo tempo de envelhecimento, H6. Estas amostras resultam de zonas diferentes de um perfil extrudido e envelhecido artificialmente, à temperatura $T_{env.1}$. Para a caracterização mecânica destas amostras

foram efectuados testes de tracção e de microdureza Vickers. Os resultados destes testes serão analisados em seguida.

4.1.1.1. Resultados dos ensaios de tracção

Os valores médios de tensão de cedência, resistência à tracção e alongamento percentual obtidos para as amostras estudadas nesta primeira etapa do trabalho encontram-se no anexo A, na tabela I. Este conjunto de ensaios pode ser considerado normal e tem em vista a identificação das condições ideais de envelhecimento.

Na figura 4.1. encontra-se representada a evolução das propriedades mecânicas obtidas nos ensaios de tracção efectuados às amostras do conjunto A.

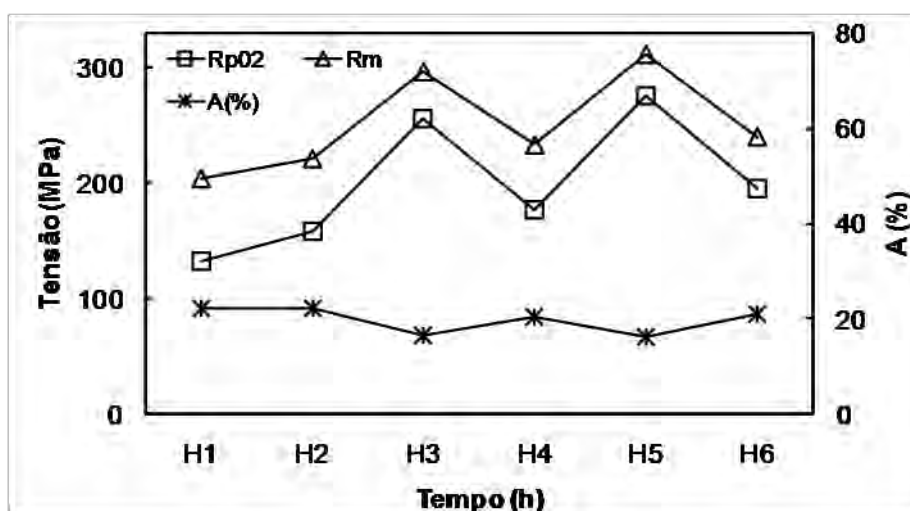


Figura 4.1 – Representação gráfica dos valores de Rp02, Rm e %A obtidos para as amostras A1 a A6.

Pela análise da figura 4.1. verifica-se uma incoerência dos valores de Rp02, Rm e %A com o aumento do tempo de envelhecimento. Seria de esperar que com o aumento do tempo de envelhecimento se verificasse um aumento da tensão de cedência e da resistência à tracção e uma diminuição do alongamento até um tempo intermédio de envelhecimento, correspondente ao pico de envelhecimento, para o qual Rp02 e Rm são máximas e %A mínima. Com o seguimento do tratamento de envelhecimento para além do tempo correspondente ao pico de envelhecimento, seria esperada uma diminuição de Rp02 e Rm e um aumento da %A, ou seja, a ocorrência de um sobre-envelhecimento. De facto, os resultados revelam flutuações de comportamento invulgares e inesperadas.

Na figura 4.2. encontram-se as curvas relativas a estes ensaios para a amostra A4. Uma observação dos resultados dos três ensaios de tracção efectuados aos três

provetes de cada amostra mostra uma grande dispersão. A tabela II do anexo A mostra os valores de cada um dos ensaios de tracção das amostras A1 a A6 assim como o respectivo desvio padrão. Verifica-se que, na generalidade, os desvios padrão são elevados, principalmente para Rm e Rp02. Para a amostra A4 os desvios padrão dos resultados de Rp02 e Rm são 62 MPa e 57 MPa respectivamente.

Os resultados anormais obtidos para o conjunto de amostras da série A levaram à necessidade de uma observação do processo de conformação e tratamento térmico do perfil para tentar encontrar a origem deste problema. Esta análise revelou uma variação da temperatura ao longo do perfil extrudido, decorrente de características próprias do processo de extrusão e arrefecimento. Em particular, numa região limitada do perfil a temperatura é bastante superior à temperatura do resto do perfil. Esta variação de temperatura poderá ser a responsável pela grande variação de comportamento mecânico dos provetes de um mesmo perfil, visto que alguns dos provetes ensaiados podem ter sido retirados desta região. De facto, o perfil extrudido foi cortado em pequenos provetes, e estes seleccionados aleatoriamente para os ensaios subsequentes, na presunção de que se tratava de um conjunto homogéneo de provetes.

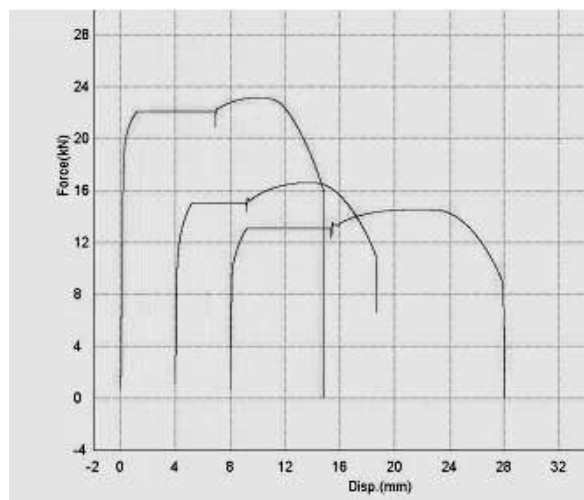


Figura 4.2 – Curvas dos ensaios de tracção dos provetes da amostra A4

Para analisar a estabilidade do comportamento mecânico e microestrutural do perfil extrudido, e verificar o efeito da variação de temperatura após têmpera, foram retiradas três amostras de três zonas diferentes do perfil, amostras B1 a B3. Estas amostras foram envelhecidas artificialmente a uma temperatura T_{env1} e durante H6, como foi descrito no capítulo 3.

Os resultados de propriedades mecânicas obtidas nos ensaios de tracção para as amostras B1, B2 e B3 encontram-se na tabela I do anexo A. Na figura 4.3 estão

representados graficamente os valores de Rp02 e Rm obtidos para as amostras B1, B2 e B3.

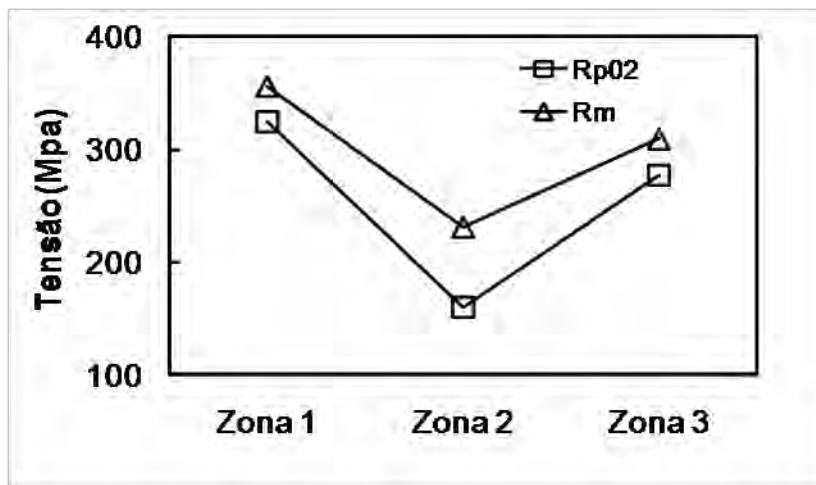


Figura 4.3 – Representação gráfica dos valores de Rp02 e Rm obtidos para as amostras B1a B3.

Os resultados da figura 4.3. revelam que há uma grande variação de Rp02 e Rm ao longo do perfil. A amostra B2, retirada da região mais quente do perfil (zona 2), apresenta um valor de Rp02 49% inferior ao obtido para a amostra B1. Tais resultados revelam que a temperatura elevada do perfil correspondente à zona da amostra B2 é bastante prejudicial para o desenvolvimento do comportamento mecânico.

Esta variação de temperatura numa região do perfil após a têmpera está associada a parâmetros característicos do processo que originam condições de têmpera impróprias para esta liga nesta zona do perfil. Contudo, esta componente do estudo permitiu desde logo identificar a razão para os comportamentos anómalos inicialmente relatados, e adoptar critérios eficazes de selecção dos provetes a ensaiar.

Para estudar o efeito do tempo de envelhecimento no comportamento da liga, sem que se verificassem os efeitos negativos associados a uma têmpera ineficiente foi realizado um novo ensaio. Neste ensaio os provetes foram retirados todos da mesma zona do perfil extrudido, zona 1, correspondente a B1. Estas amostras, C1 a C6, foram envelhecidas a uma temperatura $T_{env.1}$ durante seis tempos de envelhecimento diferentes, H1 a H6.

Os resultados de Rp02, Rm e %A obtidos nos ensaios de tracção de C1 a C6 encontram-se na tabela I do anexo A. A figura 4.4 inclui a representação gráfica destas propriedades mecânicas.

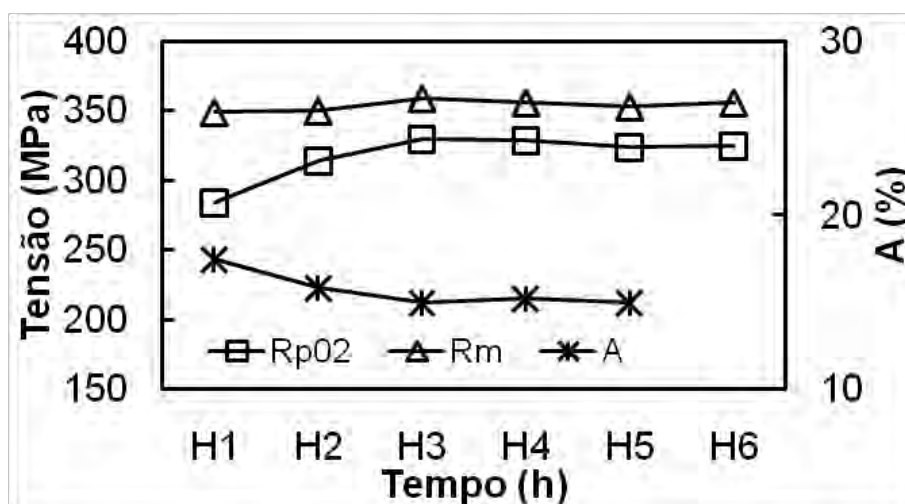


Figura 4.4 – Representação gráfica dos valores de Rp02, Rm e %A obtidos para as amostras C1 a C6.

Pela análise da figura 4.4. é notório um aumento de Rp02 e Rm até H3, tempo para o qual os valores destas propriedades são máximos, sendo de 330 e 359 MPa, respectivamente. Para tempos de envelhecimento superiores a H3 (amostra C3) verifica-se uma pequena diminuição destas propriedades. Quanto à % de alongamento verifica-se uma diminuição desta com o tempo de envelhecimento até H3. Para tempos de envelhecimento superiores a H3 verifica-se um ligeiro aumento da %A. Embora este comportamento não corresponda a picos de propriedades bem definidos, os resultados são coerentes com o esperado efeito do tempo de envelhecimento nestas propriedades.

Como foi mencionado no capítulo 2 deste trabalho os estados T4 e T6 correspondem a propriedades mecânicas padrão e são designações universais utilizadas comercial e industrialmente para caracterizar o comportamento mecânico da liga 6082. Na tabela 4.1. encontram-se os valores tabelados segundo a norma NP EN 755-2 para as propriedades mecânicas correspondentes aos estados T4 e T6 da liga 6082. Verifica-se que para qualquer dos tempos de envelhecimento estudados, H1 a H6, se atingem os estados T4 e T6.

Tabela 4.1 – Valores tabelados para Rp02 e Rm dos estados T4 e T6 da liga 6082 segundo a norma NP EN 755-2

Estado	Rp02 (MPa)	Rm (MPa)
T4	≥110	≥ 205
T6	≥260	≥ 310

4.1.1.2. Resultados dos ensaios de microdureza Vickers

Os valores de microdurezas Vickers obtidos para as amostras A1 a A6, B1 a B3 e C1 a C6 estão apresentados na tabela III no anexo A de dois modos distintos: de acordo com a norma NP 711-1:1990 e segundo a distribuição *t de Student*.

Na figura 4.5 encontram-se representados os valores de HV e Rp02 obtidos para as amostras A1 a A6. Pela análise desta figura verifica-se que os valores de microdureza Vickers seguem a tendência dos valores de Rp02 obtidos nos ensaios de tracção. Apenas na amostra A2 (tempo H2) se verificou uma pequena anomalia no valor de microdureza quando comparado com o valor de Rp02. A este valor, como se pode verificar na tabela III no anexo A, está associado um elevado desvio padrão, 3,66 Kgf/mm², e um elevado erro, 3,85 Kgf/mm².

Tal como nos valores de Rp02, Rm e % A obtidos para estas amostras, observa-se uma grande oscilação dos valores de HV com o tempo de tratamento de envelhecimento. Não é notório, como seria de esperar, um aumento da dureza da liga com o tempo de envelhecimento até um valor máximo, correspondente ao pico de envelhecimento, seguido do decréscimo da dureza. Estes valores anormais podem ser explicados pelo que já foi dito anteriormente na discussão dos valores de Rp02, Rm e % A.

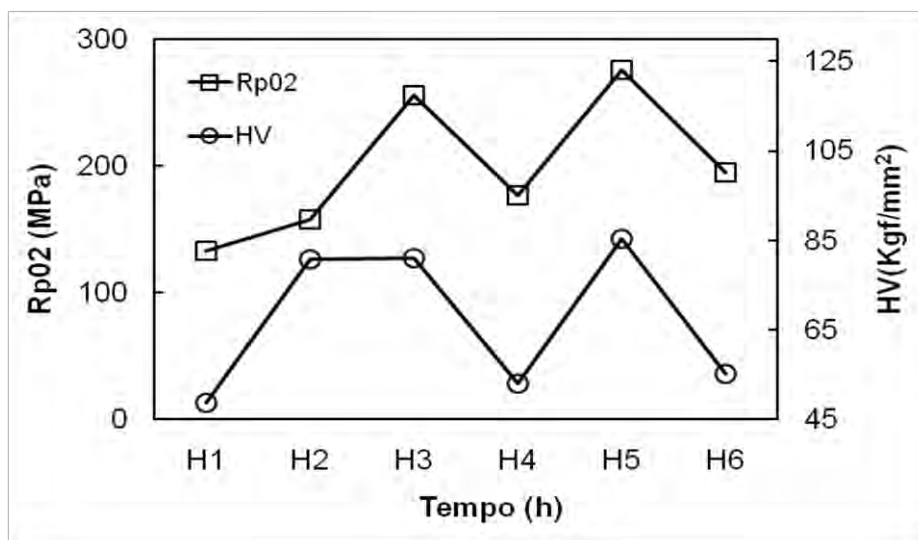


Figura 4.5 - Representação gráfica de HV e Rp02 obtidos para as amostras A1 a A6

Na figura 4.6 são apresentados os valores de HV e Rp02 obtidos para as amostras B1 a B3. Como foi dito anteriormente, estas amostras foram todas sujeitas

ao mesmo tratamento térmico de envelhecimento, tendo sido extraídas de zonas diferentes do mesmo perfil extrudido e envelhecido. Pela análise da figura 4.6 verifica-se que o valor mais elevado de HV foi obtido para a amostra B1, 97 Kgf/mm², e o menor para a amostra B2, 59 Kgf/mm². Estes valores seguem a mesma tendência dos valores de Rp02 obtidos para estas amostras. Estes resultados revelam que na zona do perfil do qual se retirou a amostra B2 a dureza do perfil é cerca de 40 % inferior à da zona do provete correspondente à amostra B1.

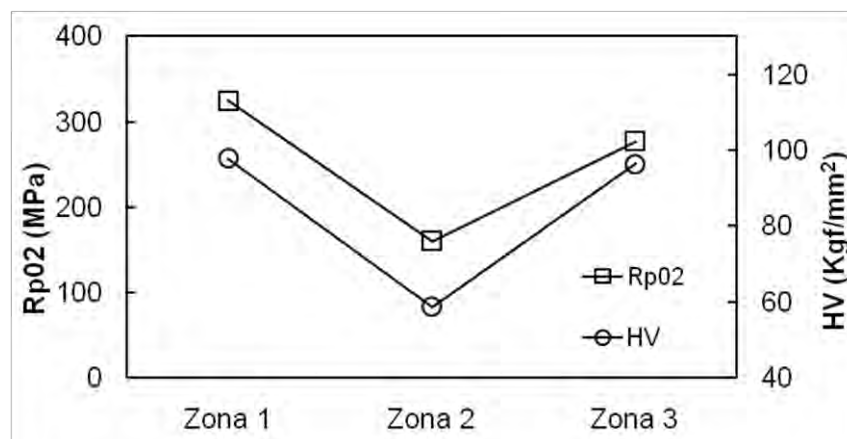


Figura 4.6 - Representação gráfica de HV e Rp02 obtidos para as amostras B1 a B2

Os resultados de microdureza obtidos para as amostras C1 a C6 encontram-se representados na figura 4.7. Como se pode verificar, ao contrário do que acontecia com as amostras A1 a A6, estes resultados indiciam a existência de um tempo de envelhecimento ideal, precedendo a condição de sobre-envelhecimento.

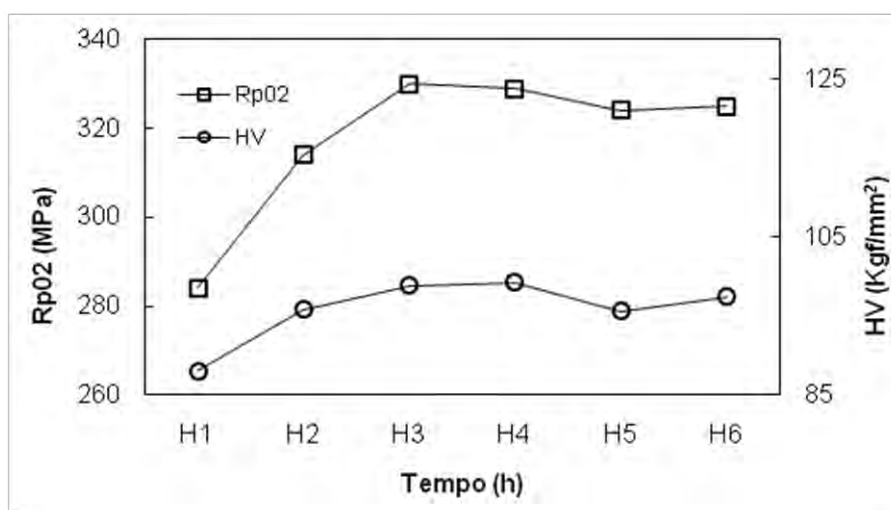


Figura 4.7 - Representação gráfica de Rp02 e HV obtidos para as amostras C1 a C6

4.1.1.3. Correlação entre a resistência mecânica e a microdureza

Na figura 4.8 encontra-se a variação de HV com Rp02 incluindo todos os resultados analisados acima. Pela figura pode-se verificar que existe uma relação linear geral entre estas duas propriedades, com algumas excepções. A existência desta relação permite optar apenas pela realização de um destes ensaios para o estudo do comportamento mecânico da liga. Uma vez que para além de não destrutivo, o ensaio de microdurezas Vickers é mais simples e não necessita de maquinação de provetes (como o ensaio de tracção), nas etapas seguintes deste trabalho optou-se preferencialmente pela realização de ensaios de microdurezas Vickers.

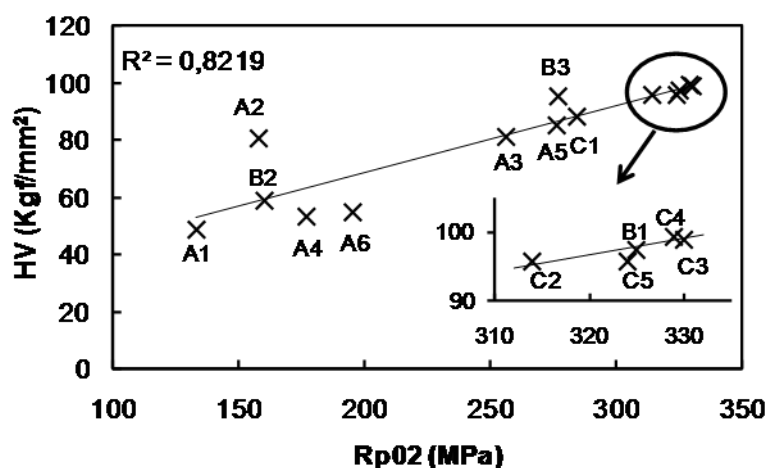


Figura 4.8 - Representação gráfica de HV em função de Rp02

Pela análise da figura 4.8 verifica-se que as amostras que apresentam um maior desvio do comportamento linear entre Rp02 e HV são amostras pertencentes ao conjunto A, nomeadamente as amostras A2, A4 e A6. Como foi dito anteriormente, verificou-se que as amostras do conjunto A foram retiradas de um perfil extrudido com um comportamento mecânico não homogêneo ao longo do perfil, resultante de um arrefecimento inadequado em algumas zonas do mesmo. Para cada amostra, isto é, para cada uma das condições de TT, o valor de Rp02 é a média de três ensaios de tracção efectuados a três provetes, enquanto que as medidas de microdureza Vickers foram realizadas apenas num provete. O facto do perfil extrudido apresentar um comportamento mecânico não homogêneo ao longo do seu comprimento, originou após tratamento térmico nas mesmas condições, provetes com diferentes propriedades mecânicas. Como o valor de Rp02 e HV foram obtidos de populações

diferentes de provetes que poderiam ter características mecânicas diferentes, para algumas amostras do conjunto A não se verifica uma relação linear entre R_{p02} e HV.

4.1.2. Análise microestrutural

Em seguida será feita a apresentação e discussão dos resultados obtidos por SEM e TEM para as amostras dos conjuntos A, B e C. Será feita ainda uma apreciação da relação entre as propriedades mecânicas das amostras e a sua microestrutura.

4.1.2.1. Resultados de SEM

Na figura 4.9 apresentam-se as imagens de SEM obtidas para o conjunto de amostras A. Nestas imagens verifica-se a existência de uma grande quantidade de precipitados na matriz de alumínio. Verifica-se ainda que muitos destes precipitados possuem uma forma alongada e se encontram alinhados segundo uma direcção preferencial, a direcção de extrusão. Estes precipitados são de grandes dimensões, incoerentes, possuem comprimentos até cerca de 8 μm e encontram-se distribuídos de uma forma mais ou menos uniforme por toda a matriz de alumínio, sendo convicção normal que os mesmos têm reduzido papel na determinação do comportamento mecânico destes materiais. Este tipo de precipitados é de algum modo indesejado e revelador de limitações em termos dos processos de solubilização e precipitação dos elementos de liga.

Comparando as fotografias da figura 4.9, pode-se verificar que existem algumas diferenças quanto ao tamanho e à quantidade de precipitados existentes em cada uma destas. No entanto, visto que a região da amostra captada em cada uma das fotografias de SEM é muito pequena, uma comparação deste tipo não será muito conclusiva. Além do mais, durante a observação deste conjunto de amostras verificou-se que todas possuem uma grande quantidade destes precipitados e que os tamanhos dos mesmos variam bastante ao longo da amostra, encontrando-se regiões com precipitados mais pequenos e outras em que as suas dimensões são maiores.

A observação dos mapas de número atómico obtidos por EDS permite analisar de uma forma qualitativa a composição química destes precipitados. Na figura 4.10 e 4.11 encontram-se os mapas de números atómicos de cada um dos principais elementos de liga para as amostras A1 e A6.

Com a análise das figuras 4.10 e 4.11 verifica-se que os precipitados que aparecem com maior frequência são precipitados de Fe-Si-Mn. Verifica-se também a

presença de alguns precipitados de magnésio e outros de silício mas em menores quantidades. É de notar que a frequência com que o silício e o magnésio aparecem exclusivamente combinados um com o outro é muito baixa.

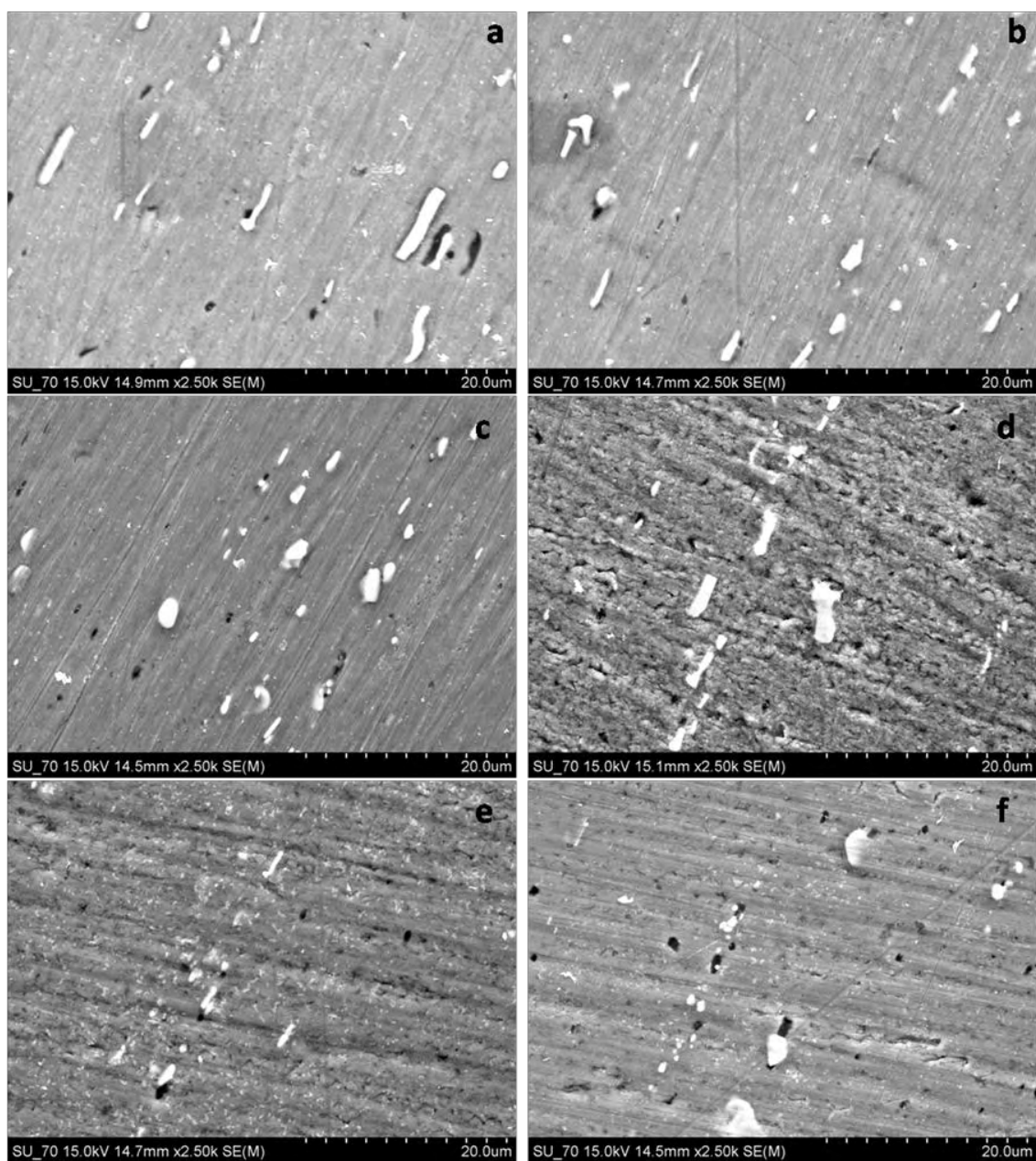


Figura 4.9 – Fotografias de SEM das amostras A1 (a), A2 (b), A3 (c), A4 (d), A5 (e), A6 (f).

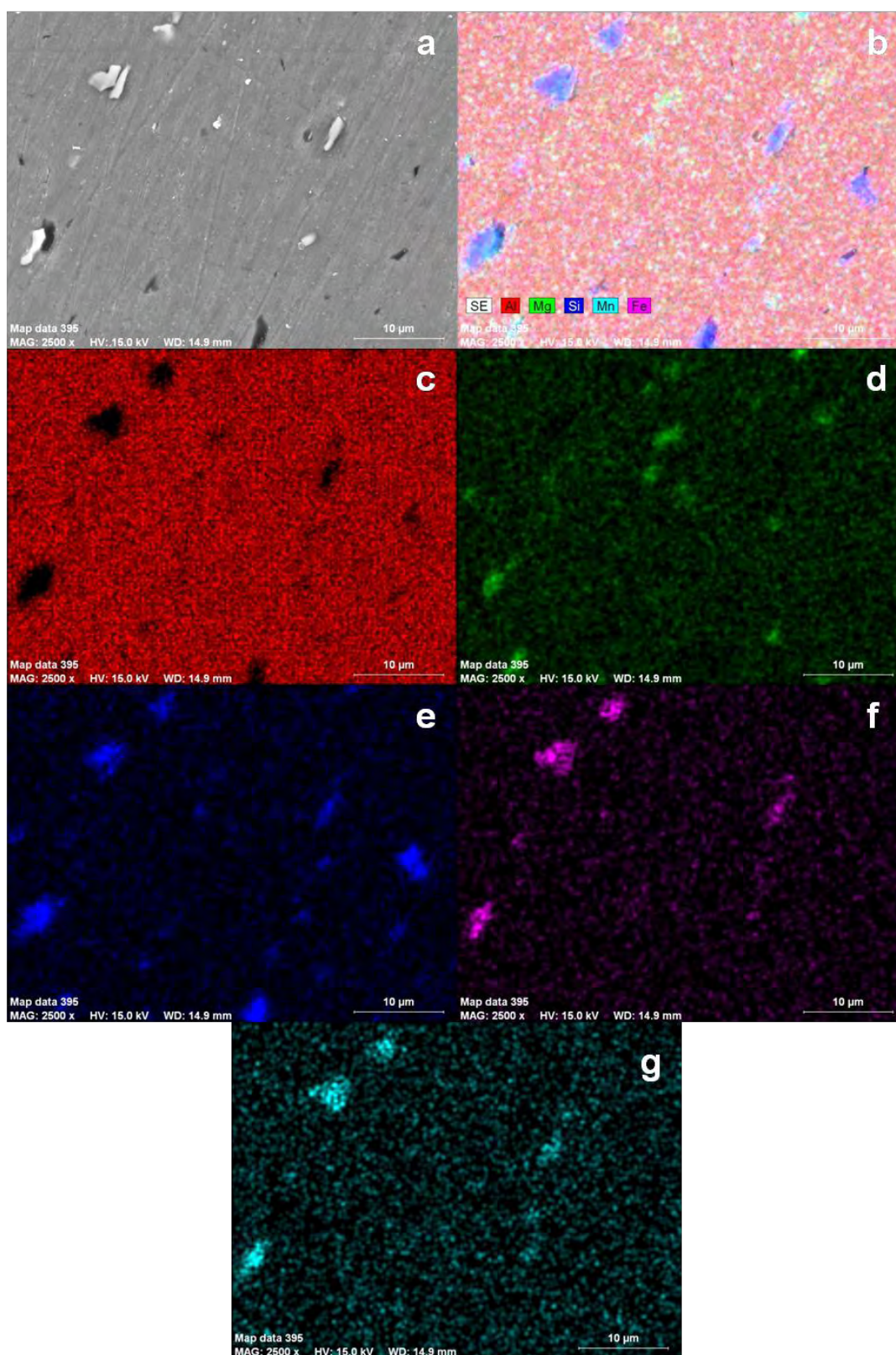


Figura 4.10 – Microestrutura (a) e mapas de número atômico obtidos por EDS que revelam a distribuição dos principais elementos de liga na amostra A1: b) conjunto dos cinco elementos; c) alumínio; d) magnésio; e) silício; f) ferro; g) manganês.

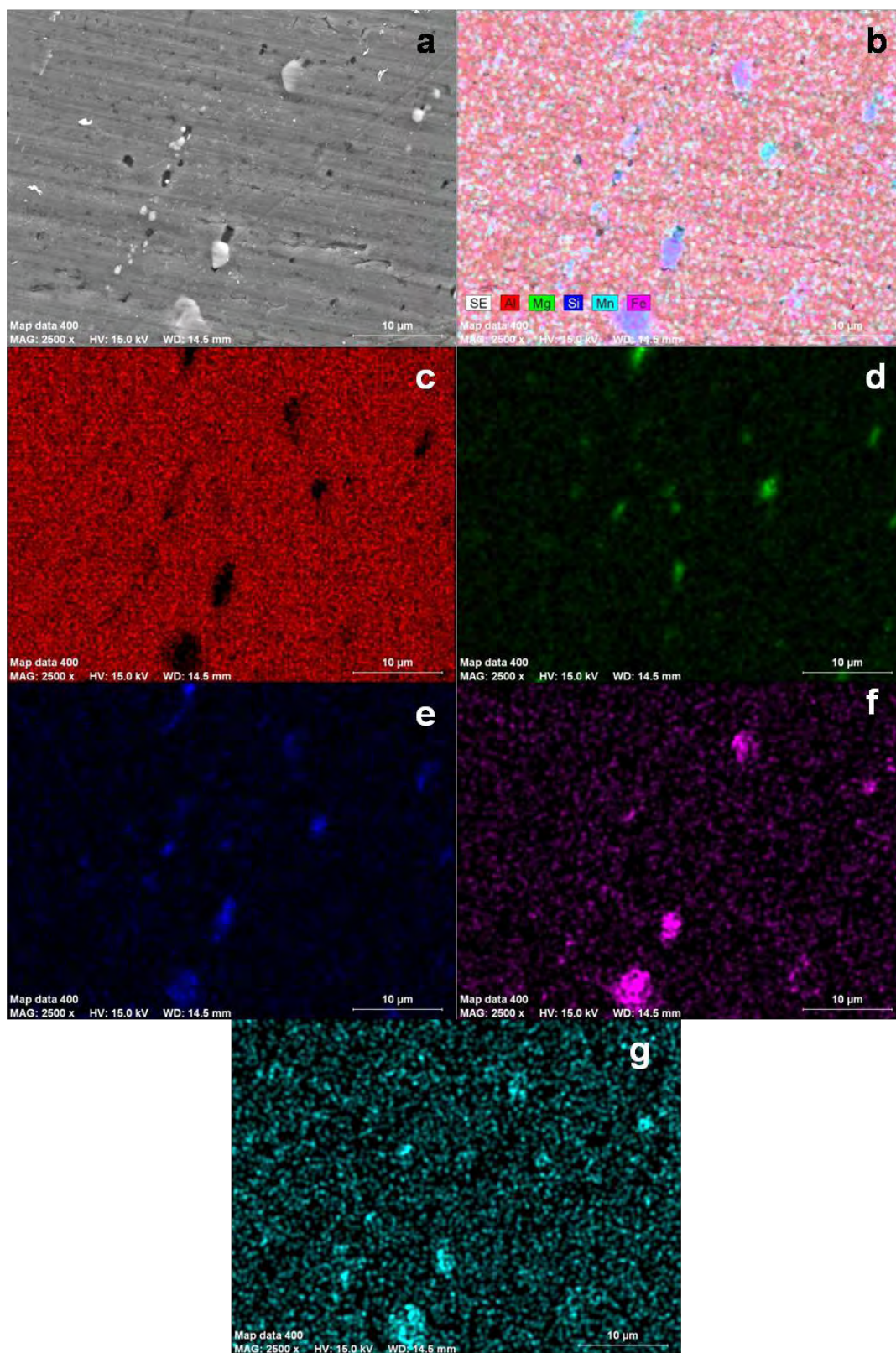


Figura 4.11 – Microestrutura (a) e mapas de número atômico obtidos por EDS que revelam a distribuição dos principais elementos de liga na amostra A6: b) conjunto dos cinco elementos; c) alumínio; d) magnésio; e) silício; f) ferro; g) manganês.

Na figura 4.12 apresentam-se as imagens de SEM obtidas para as amostras do conjunto B. Tal como nas amostras do conjunto A verifica-se a existência de uma grande quantidade de precipitados dispersos na matriz de alumínio. Tal como se verifica para as amostras do conjunto A, os precipitados destas amostras apresentam uma forma alongada e encontram-se alinhados segundo a direcção de extrusão. Comparando os precipitados de cada uma das amostras, verifica-se que os precipitados da figura B2 são sensivelmente maiores do que os da amostra B3 e bastante maiores do que os da amostra B1, no entanto pelos mesmos motivos descritos anteriormente, as conclusões tiradas da comparação do tamanho dos precipitados não deveriam ser tidas como necessariamente representativas.

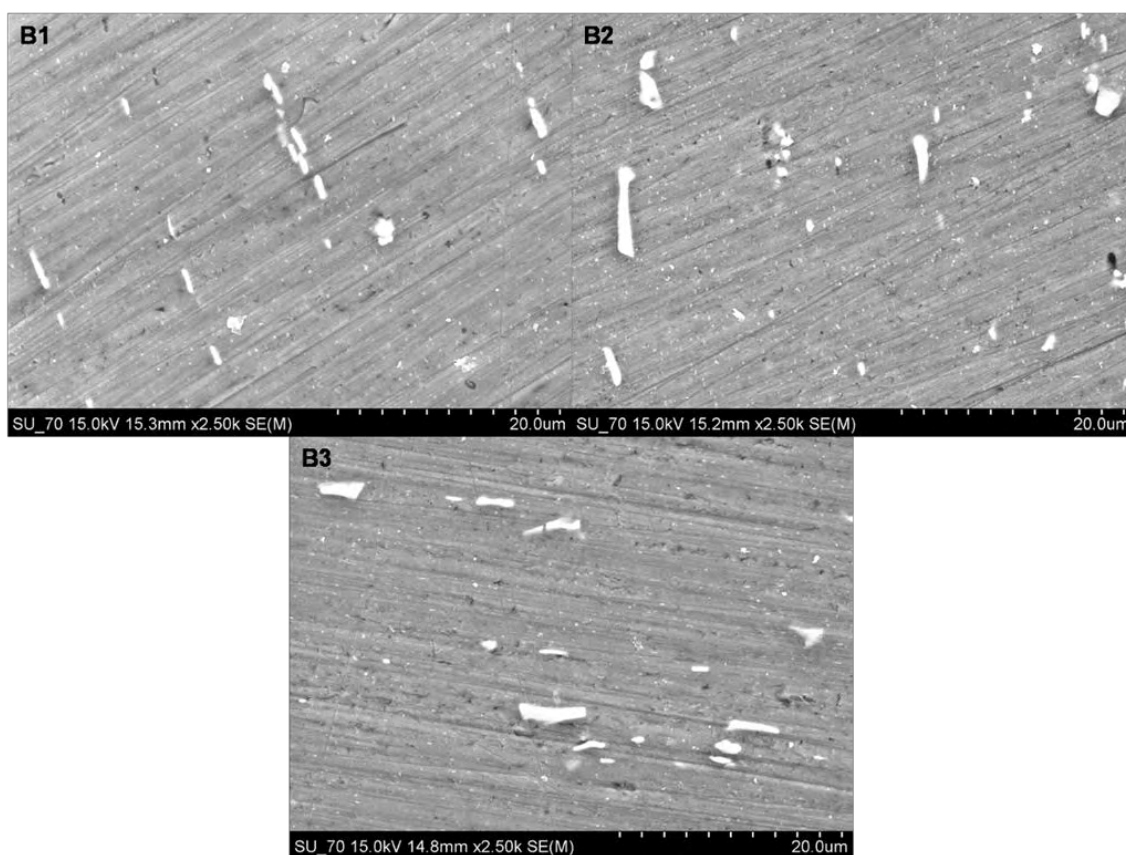


Figura 4.12 – Fotografias de SEM das amostras B1, B2 e B3.

Na figura 4.13 e 4.14 encontram-se os mapas de número atómico das amostras B2 e B3 respectivamente. Estes precipitados são muito semelhantes aos encontrados nas amostras do conjunto A e, na sua maioria, de Fe-Si-Mn. Além destes encontram-se também alguns precipitados com magnésio.

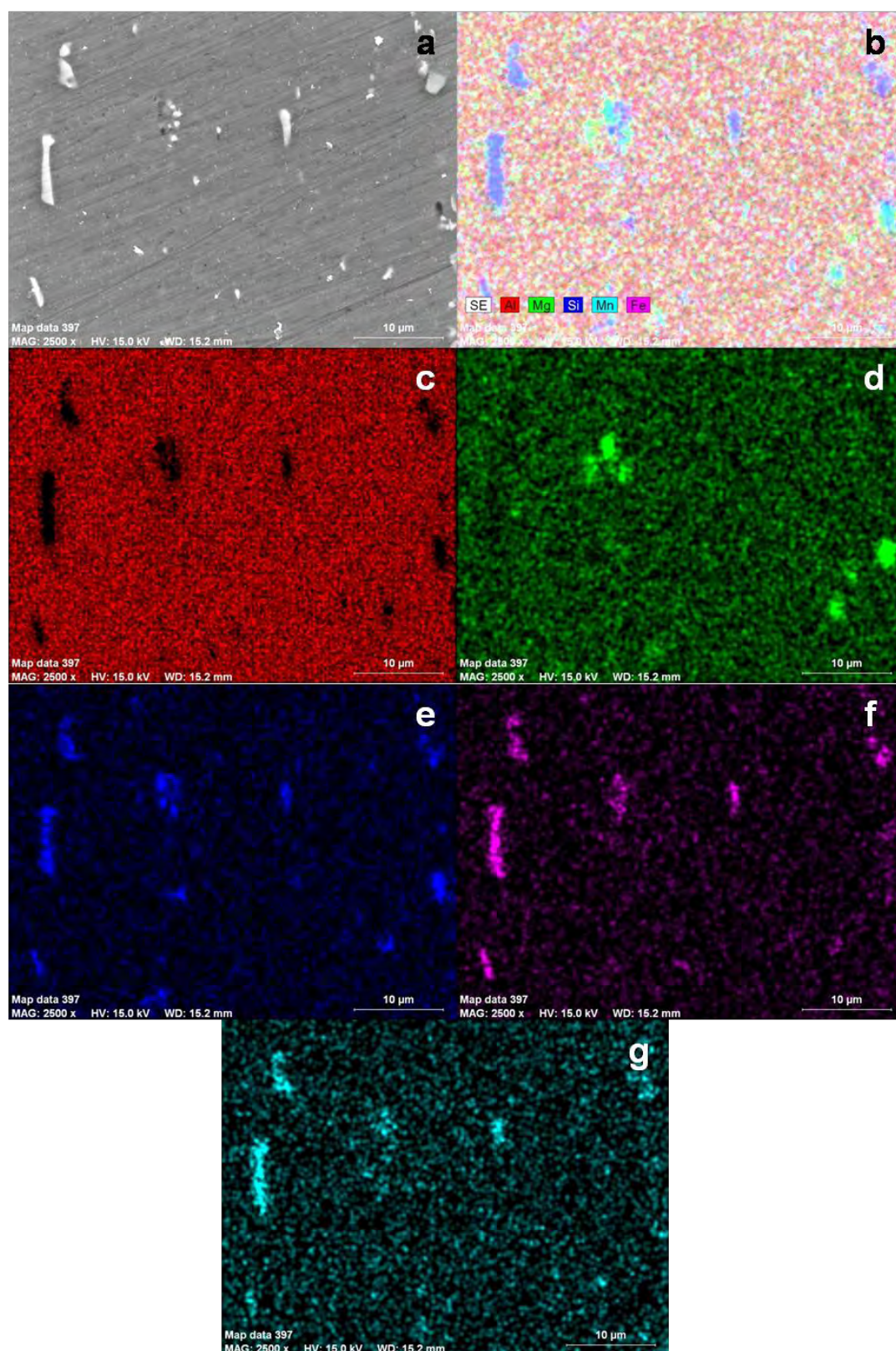


Figura 4.13 – Microestrutura (a) e mapas de número atômico obtidos por EDS que revelam a distribuição dos principais elementos de liga na amostra B2: b) conjunto dos cinco elementos; c) alumínio; d) magnésio; e) silício; f) ferro; g) manganês.

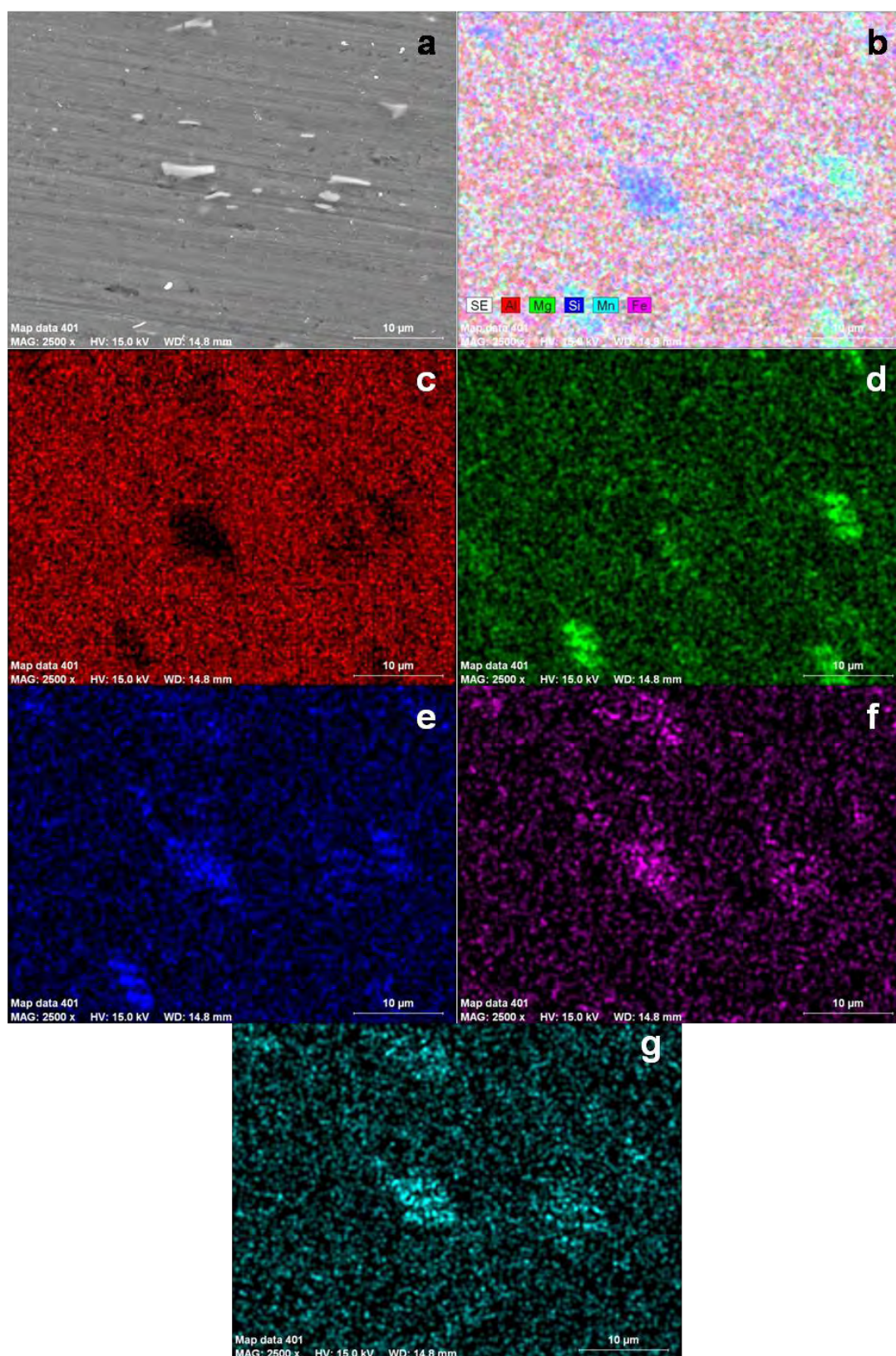


Figura 4.14 – Microestrutura (a) e mapas de número atômico obtidos por EDS que revelam a distribuição dos principais elementos de liga na amostra B3: b) conjunto dos cinco elementos; c) alumínio; d) magnésio; e) silício; f) ferro; g) manganês.

Na figura 4.15 encontram-se as fotografias de SEM das amostras do conjunto C. É de notar que a amostra C6 corresponde exactamente às condições da amostra B1, pelo que não aparece nesta figura. Com a análise desta figura verifica-se novamente a presença de grandes quantidades de precipitados dispersos na matriz de alumínio. Tal como observado para as amostras anteriores, estes precipitados possuem forma alongada e aparecem orientados segundo a direcção de extrusão. Da comparação das várias fotografias é notório que os precipitados da amostra C4 apresentam dimensões bastante superiores às restantes amostras, sendo igualmente questionável a representatividade deste resultado.

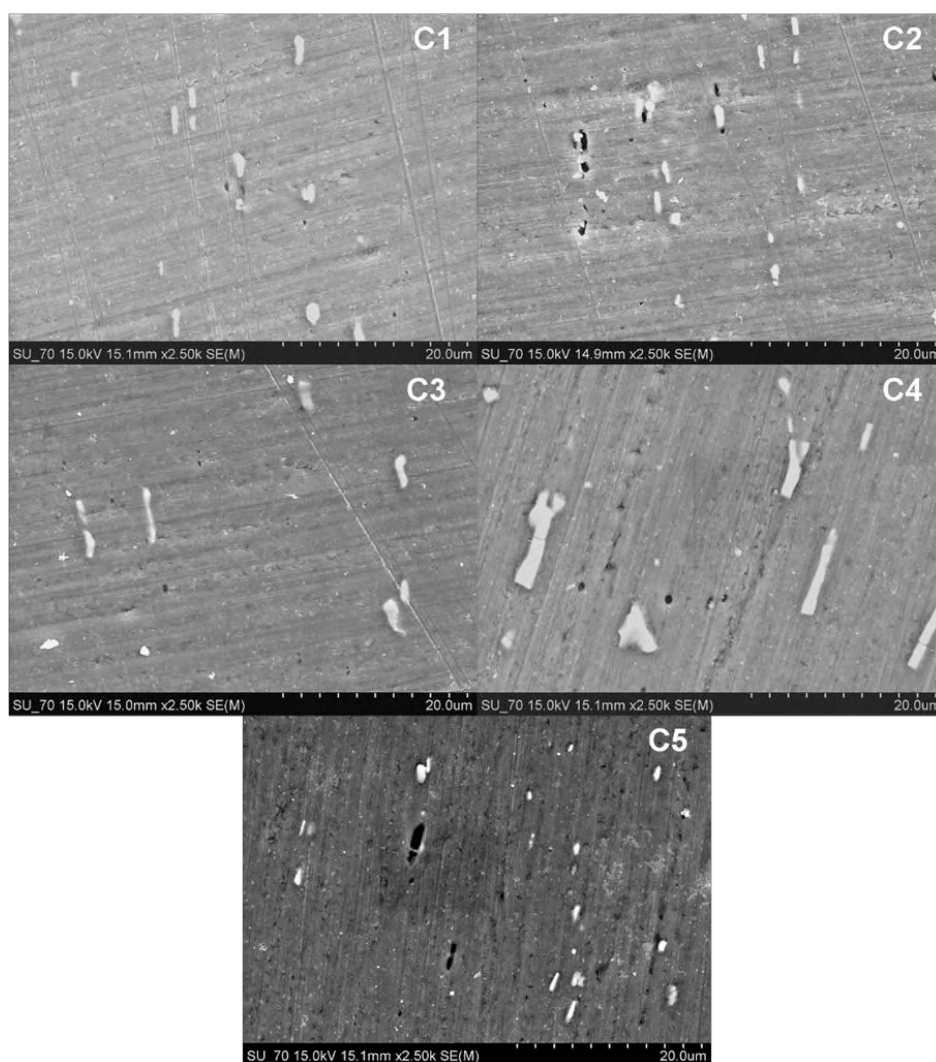


Figura 4.15 – Fotografias de SEM das amostras C1 a C5

Nas figuras 4.16 e 4.17 encontram-se os mapas de número atómico obtidos para as amostras C1 e C3, respectivamente. Tal como nas amostras anteriores os precipitados observados nestas amostras são essencialmente de três composições, silício-ferro-manganês, silício e magnésio. Comparando os mapas de número atómico

para estas duas amostras é de notar que para a amostra C3 a quantidade visível de precipitados de magnésio, assim como de silício, é inferior.

Num trabalho realizado anteriormente, [1], em que foi estudado o comportamento mecânico e microestrutural da liga 6082 durante o mesmo processo industrial de extrusão e tratamento térmico, verificou-se por observação em SEM para uma condição de extrusão e tratamento térmico semelhante à utilizada neste trabalho, a presença de precipitados de grandes dimensões e com composições distintas. Análises químicas efectuadas sobre esses precipitados revelaram uma composição química próxima de Mg_2Si assim como precipitados ricos em Fe, Si e Mn, tal como os observados nos mapas de número atómico estudados neste trabalho. Nesse trabalho foi também verificada a existência de um excesso de silício na matriz de alumínio superior ao necessário para a formação do Mg_2Si . Os precipitados aqui encontrados não têm contribuição significativa para o endurecimento da liga uma vez que se trata de precipitados de grandes dimensões e incoerentes com a matriz de alumínio, com fraco efeito de bloqueio ao movimento das deslocações.

O conjunto de microestruturas e mapas de número atómico apresentados ao longo desta secção confirma os resultados obtidos em trabalho anterior [1] que indicavam a presença em geral de precipitados de grandes dimensões, provavelmente decorrentes de operações de solubilização incompletas. Como explicação alternativa admite-se a utilização pelo fabricante de um ligeiro excesso de elementos de liga relativamente ao limite de solubilidade às temperaturas de processamento adoptadas, no sentido de ultrapassar eventuais constrangimentos de natureza cinética em termos de solubilização, e garantir a existência de quantidades de elementos em solução suficientes para uma ulterior precipitação durante o processo de envelhecimento. Esta hipótese foi de algum modo corroborada pelos resultados de ensaios de solubilização feitos numa outra fase deste trabalho, a relatar mais adiante.

O tipo de observação em SEM agora relatada revela-se interessante por permitir a identificação do estado de solubilização dos elementos de liga mas também por permitir uma identificação da natureza química dos precipitados formados. Embora esta direcção de trabalho não tenha sido mais desenvolvida, ficando no domínio do qualitativo, foi suficiente para confirmar a presença dos principais elementos de liga bem como do seu modo normal de associação em termos de formação de segundas fases.

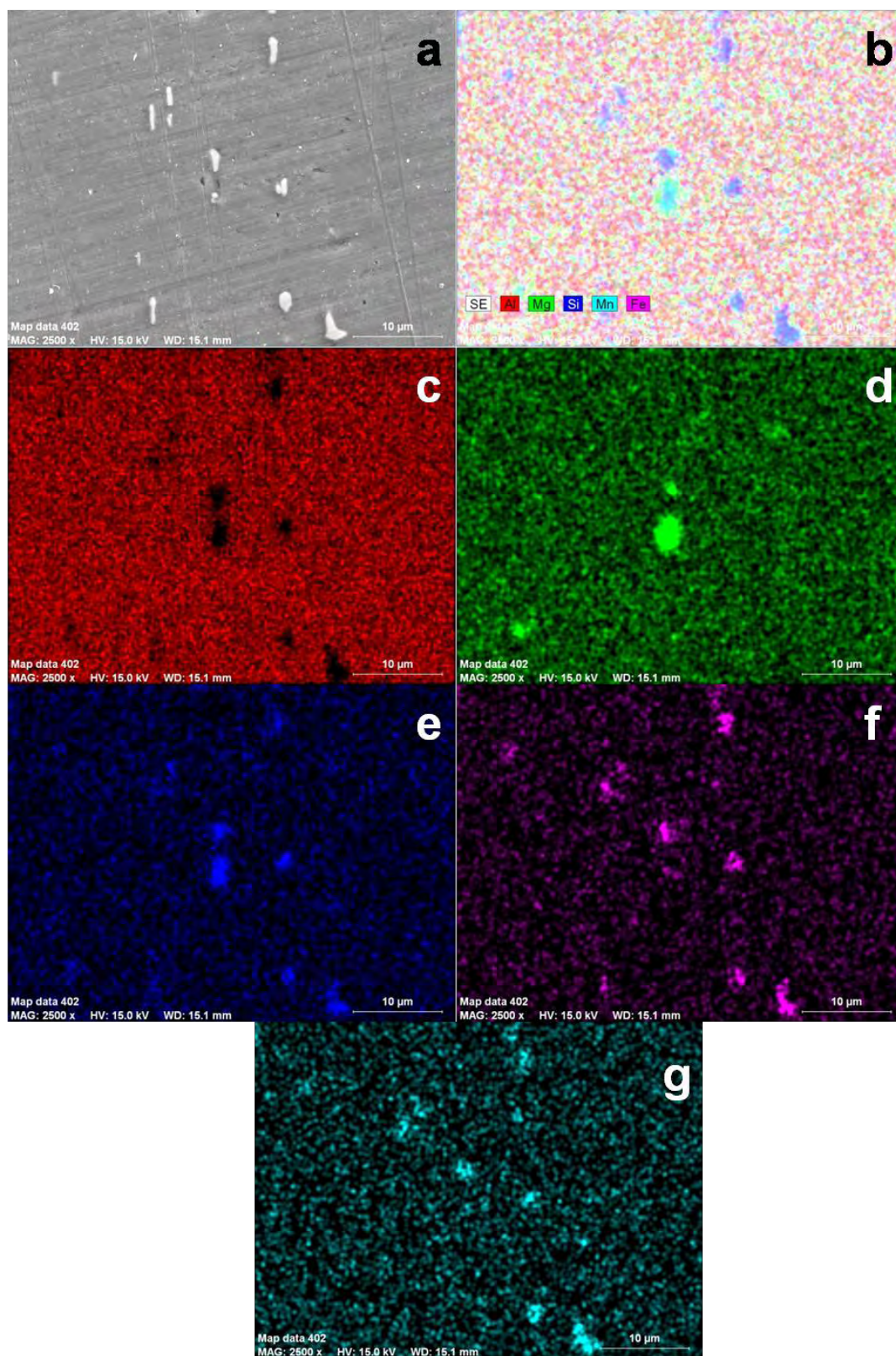


Figura 4.16 – Microestrutura (a) e mapas de número atômico obtidos por EDS que revelam a distribuição dos principais elementos de liga na amostra C1: b) conjunto dos cinco elementos; c) alumínio; d) magnésio; e) silício; f) ferro; g) manganês

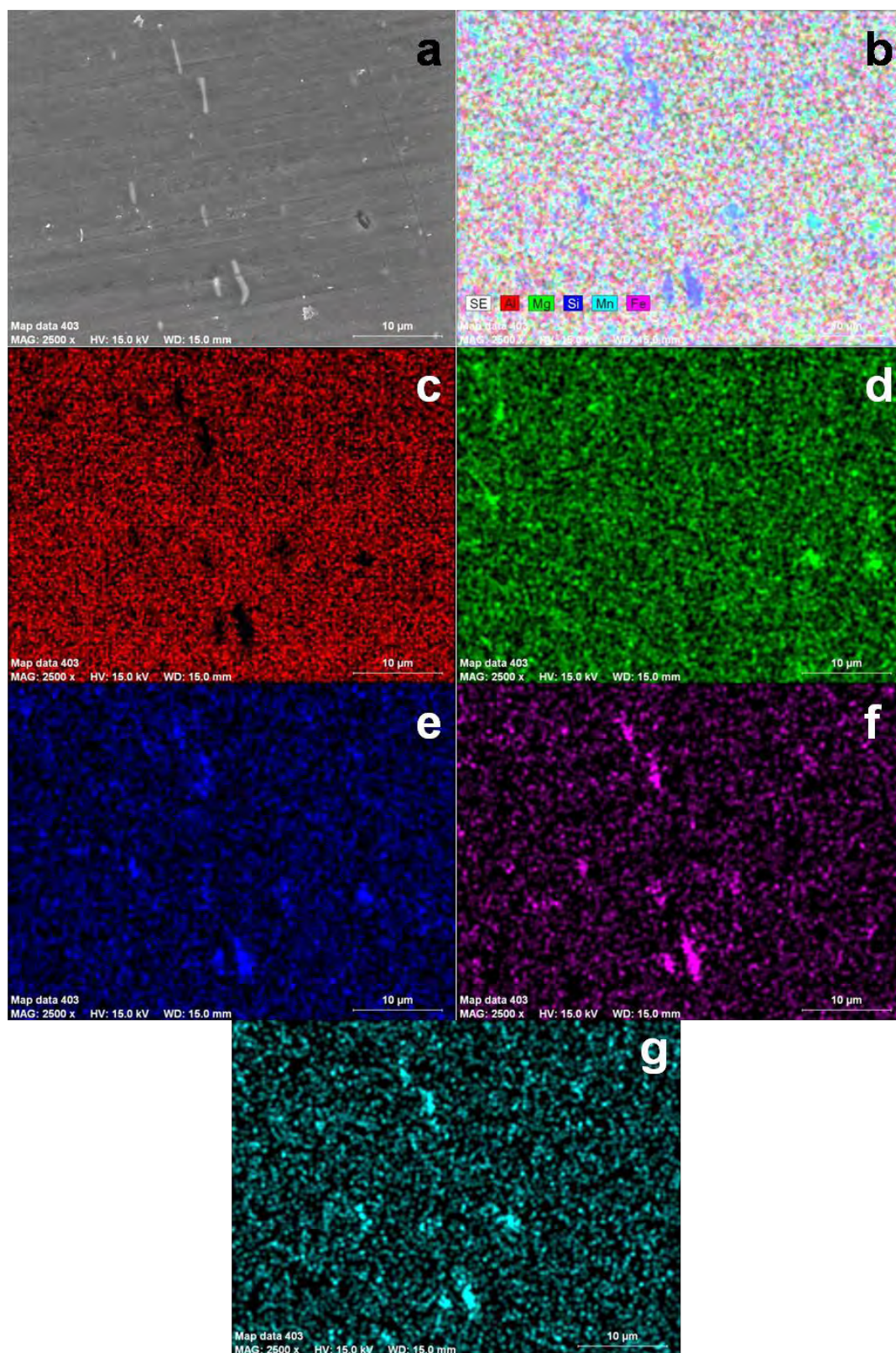


Figura 4.17 – Microestrutura (a) e mapas de número atômico obtidos por EDS que revelam a distribuição dos principais elementos de liga na amostra C3: b) conjunto dos cinco elementos; c) alumínio; d) magnésio; e) silício; f) ferro; g) manganês.

4.1.2.1. Resultados de TEM

A observação das amostras por TEM permite analisar a existência de precipitados (nomeadamente de Mg-Si), com dimensões bem mais reduzidas do que as dos precipitados observados no SEM. Como foi dito na parte introdutória deste trabalho, são os precipitados de Mg_2Si coerentes, com fase β'' , que mais contribuem para o aumento da resistência mecânica da liga. Estes precipitados, que aparecem em forma de agulhas, actuam como um grande obstáculo ao movimento das deslocações, originando o endurecimento da liga.

Do primeiro conjunto de amostras estudadas, conjunto A, foi feita uma selecção de amostras para analisar em TEM. As amostras seleccionadas foram as amostras A1, A4 e A5. A observação em TEM foi efectuada utilizando várias ampliações que permitiram identificar diferentes precipitados. As fotografias de TEM obtidas para estas amostras podem ser analisadas na figura 4.18. Para ampliação de 15.000 vezes, figura 4.18 a), c) e e), verifica-se, a presença de precipitados de grandes dimensões ($\sim 2 \mu\text{m}$) e com geometria pouco definida. Para além destes precipitados verifica-se a presença de outros precipitados mais pequenos. Para uma melhor análise destes precipitados foi feita uma observação a uma ampliação maior, de 30.000 vezes. Na figura 4.18 b) e d) verifica-se que estes precipitados, com tamanhos mais reduzidos do que os anteriores, apresentam diferentes geometrias. Alguns destes apresentam geometria esférica enquanto que outros apresentam geometria oblonga.

Os precipitados observados para as ampliações de 15.000 e 30.000 vezes, tal como os precipitados observados em SEM, possuem dimensões grandes e são incoerentes com a matriz de alumínio, não tendo grande contributo para o endurecimento da liga.

Para uma ampliação maior, 100.000 vezes, verificou-se que a amostra A5, para além dos precipitados grandes e incoerentes com a matriz, observados para ampliações mais baixas, possui outra família de precipitados. Estes precipitados, como se pode ver na figura 4.18 f), apresentam forma de agulhas muito finas e aparecem distribuídos uniformemente na matriz de alumínio. Estes precipitados são coerentes com a matriz de alumínio e, embora não tenha sido possível fazer análise química destes precipitados devido ao seu reduzido tamanho, em comparação com outros resultados bibliográficos, pode-se inferir que se trata de precipitados da fase β'' . Este tipo de precipitados não foi detectado em nenhuma das outras amostras deste conjunto, observadas no TEM.

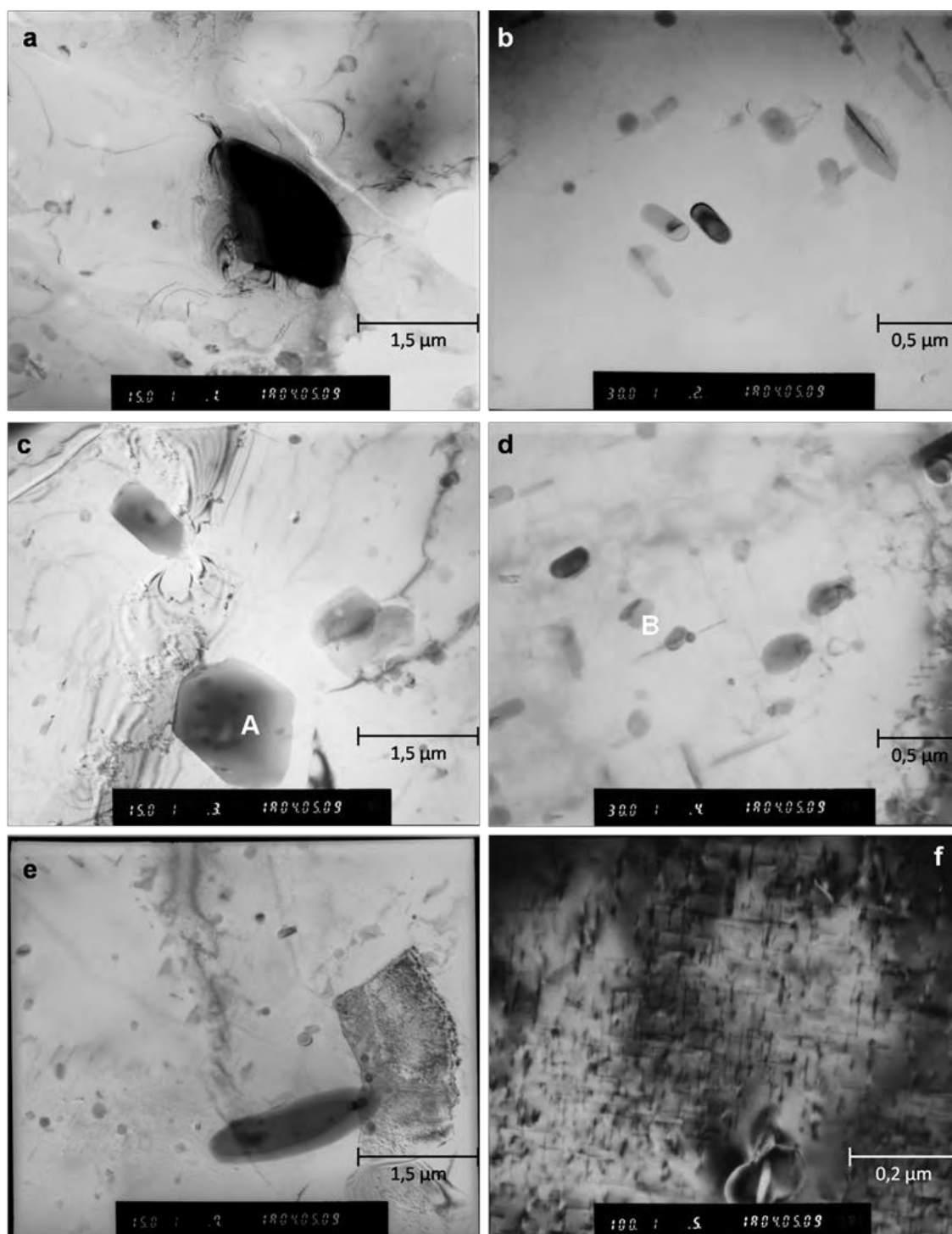


Figura 4.18 – Fotografias de TEM a) amostra A1, ampliação 15 000x; b) amostra A1, ampliação 30 000x; c) amostra A4, ampliação 15 000x; d) amostra A4, ampliação 30 000x; e) amostra A5, ampliação 15 000x; f) amostra A5, ampliação 100 000x.

Para o conjunto de amostras B, foram escolhidas para observação no TEM as amostras B1 e B2. Na figura 4.19 encontram-se as fotografias destas amostras obtidas por TEM para a ampliação de 30.000 vezes. Em ambas as amostras verifica-se a

presença de precipitados grandes e incoerentes com a matriz de alumínio, tal como se verificou no conjunto de amostras A. Para a ampliação de 100.000 vezes, não se verificou a presença de precipitados β'' para a amostra B2. Já na amostra B1, como se pode ver na figura 4.20 a) obtida em campo claro e b) obtida em campo escuro, verifica-se a presença de uma grade densidade de precipitados β'' muito finos. Esta observação é coerente com o superior comportamento mecânico da amostra B1 relativamente à amostra B2.

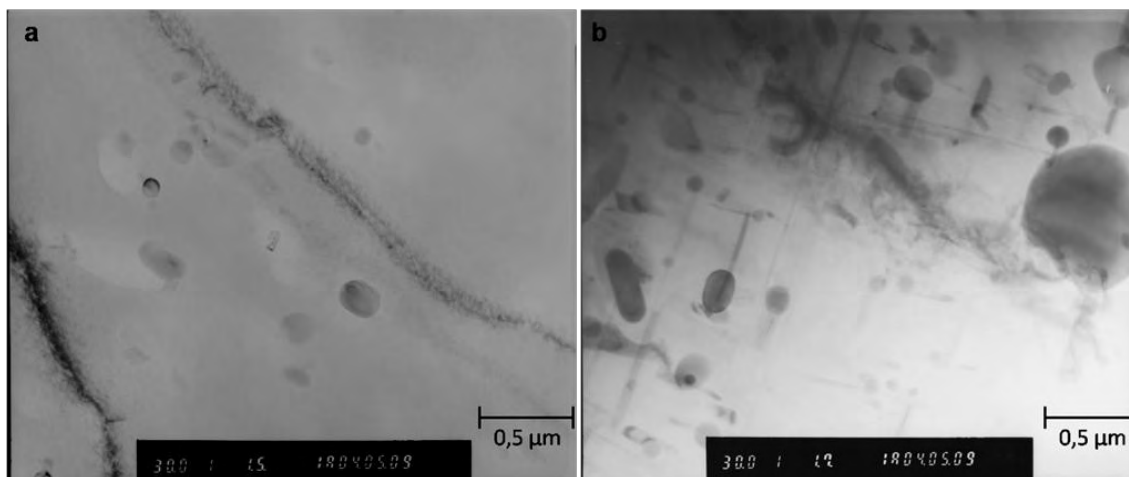


Figura 4.19 – Fotografias de TEM: a) amostra B1, ampliação 30000x; b) amostra B2, ampliação 30000x.

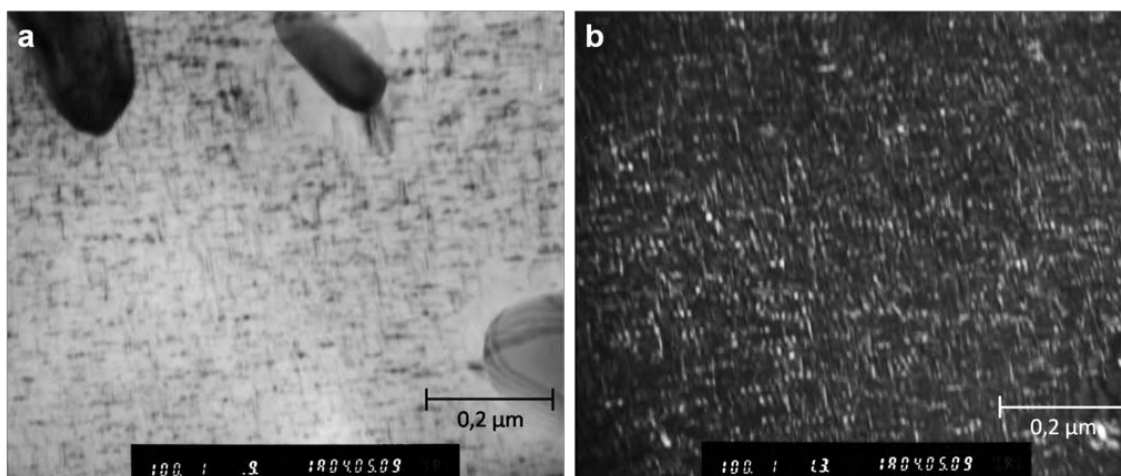


Figura 4.20 – Fotografias de TEM: a) amostra B1 em campo claro, ampliação 100000x; b) amostra B1 em campo escuro, ampliação 100000x

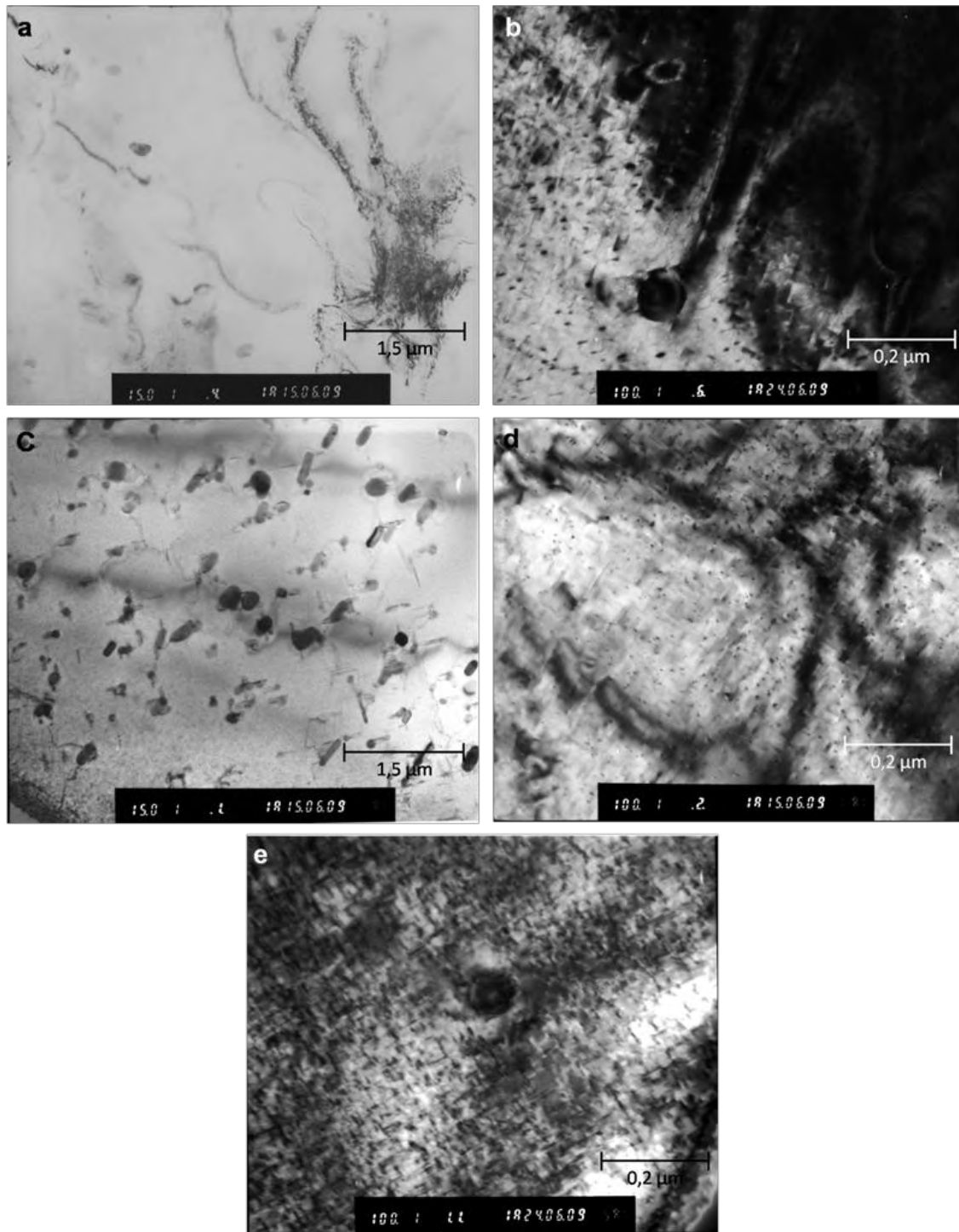


Figura 4.21 – Fotografias de TEM: a) amostras C1, ampliação 15000x; b) amostra C1, ampliação 100000x; c) amostra C3, ampliação 15000x; d) amostra C3, ampliação 100000x; e) amostra C4, ampliação 100000x

Do conjunto de amostras C, foram observadas em TEM as amostras C1, C3, C4. A amostra C6 não foi observada visto se tratar da mesma condição de tratamento térmico que a amostra B1. Na figura 4.21 a) e c) pode-se verificar que, tal como para as amostras anteriores, existe uma grande quantidade de precipitados com grandes

dimensões e incoerentes com a matriz de alumínio, observados para ampliação de 15.000 vezes. Para além destes precipitados grandes, pode-se observar, para ampliações de 100.000 vezes, a presença de precipitados da fase β'' . Para todas as amostras, ou seja para todos os tempos de envelhecimento estudados, estes precipitados aparecem como agulhas muito finas, como se pode verificar na figura 4.21 b), d) e e). A concentração de precipitados β'' parece ter aumentado com o tempo de envelhecimento a que a liga foi sujeita.

Para avaliar a natureza química dos precipitados de grandes dimensões e incoerentes com a matriz de alumínio observados em TEM, foi efectuada uma análise química por EDS desses precipitados. Na figura 4.22 encontram-se os resultados de EDS de dois precipitados observados na amostra A4 e identificados na figura 4.18 c) e d) como precipitado A e B respectivamente.

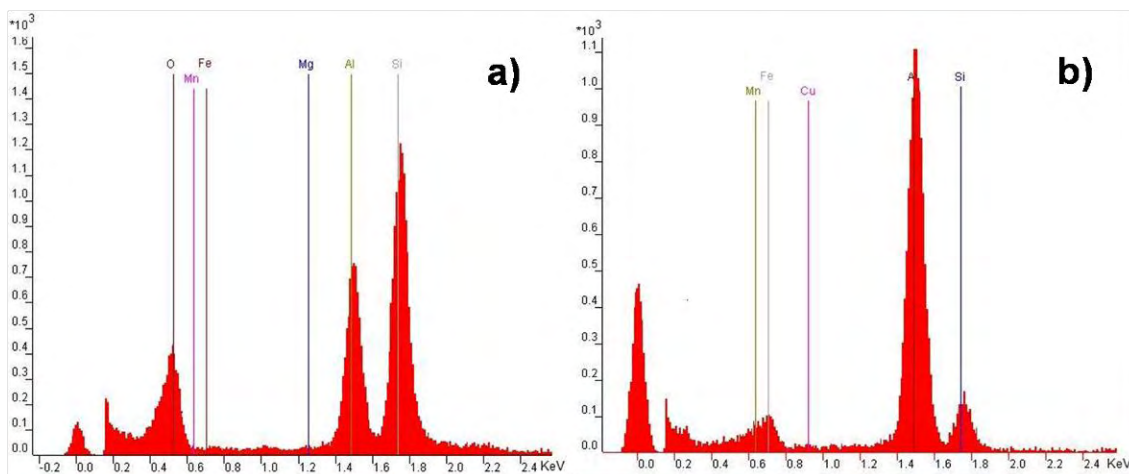


Figura 4.22 – Espectros obtidos por EDS de dois precipitados observados na amostra A4. a) precipitado A, b) precipitado B.

Pela análise dos espectros da figura 4.22. pode-se observar que o precipitado A é rico em Al-Si. O precipitado B, com tamanho inferior, é um precipitado rico em Fe-Si-Mn. Além destes resultados, foram realizadas várias análises por EDS de precipitados, durante a observação das amostras em TEM, que demonstraram que os precipitados de grandes dimensões têm em geral a mesma natureza química que os precipitados A e B. Estes resultados mostram que estes precipitados têm a mesma composição química que os precipitados observados em SEM.

A análise positiva do Mg_2Si foi impossível por via da análise química, sendo contudo razoável admitir a presença desta fase face ao conjunto de evidência experimental e conhecimento existente sobre estas ligas.

4.1.3. Relação entre as propriedades mecânicas e as microestruturas

Após a análise dos resultados efectuada anteriormente para os conjuntos de amostras A, B e C, será importante compreender de que forma as microestruturas obtidas pelas duas técnicas de microscopia electrónica afectam as propriedades mecânicas das amostras.

O primeiro conjunto de amostras A, sujeito a envelhecimento à temperatura T_{env1} e durante 6 diferentes tempos de envelhecimento apresenta grandes oscilações nos valores de propriedades mecânicas, não tendo sido possível identificar qualquer relação entre as propriedades mecânicas da liga e o tempo de envelhecimento deste conjunto de amostras. Das amostras analisadas em TEM (A1, A4 e A5), pode-se verificar que apenas a amostra A5 possui precipitados de Mg_2Si com fase β'' . Esta amostra apresenta propriedades mecânicas bastante superiores às amostras A1 e A4. Os mapas de número atómico obtidos para estas amostras revelam a existência de uma grande quantidade de Mg e Si precipitado na matriz de alumínio nas amostras com piores propriedades mecânicas.

Quanto ao conjunto de amostras B, retiradas de diferentes zonas de um perfil extrudido e envelhecido nas mesmas condições, verificou-se que a amostra B1 possui propriedades mecânicas bastante superiores à amostra B2 e ligeiramente superiores à amostra B3. Os resultados de TEM das amostras B1 e B2 revelam que a amostra B1 é a única na qual se verifica claramente a presença de precipitados β'' . As baixas propriedades mecânicas obtidas nas amostras B2 e B3 poderão estar associadas a uma velocidade de arrefecimento insuficiente para manter os elementos de liga em solução sólida após a extrusão. Este facto só se verifica em determinada região do perfil extrudido e traduz-se numa temperatura mais elevada nesta região do perfil após a têmpera. O arrefecimento lento nesta zona do perfil origina por certo a precipitação dos elementos de liga da solução sólida. Estes precipitados crescem durante o envelhecimento e originam precipitados incoerentes, como os observados nos mapas de número atómico destas amostras, nos quais se verifica uma grande quantidade de Mg e Si precipitado na matriz. Além destes precipitados não terem grande contributo para o endurecimento da liga, a sua formação e crescimento descontrolado retira estes elementos da SSSS, impossibilitando a formação de precipitados de fase β'' . A análise dos resultados do conjunto de amostras B permite justificar a irregularidade dos resultados das propriedades mecânicas obtidas para o conjunto de amostras A.

Para o conjunto de amostras C, os resultados de propriedades mecânicas analisados nos pontos 4.1.1.1 e 4.1.1.2, mostram que existe um aumento das

propriedades mecânicas com o tempo de envelhecimento, até um tempo máximo H3, a partir do qual diminuem ligeiramente. Pela análise das microestruturas obtidas a partir do TEM verifica-se que há formação de precipitados de β'' para todos os tempos de envelhecimento estudados. É notório também um aumento na concentração deste tipo de precipitados quando se aumenta o tempo de envelhecimento de H1 (amostra C1) para H3 (amostra C3). Este aumento na concentração de precipitados β'' presumivelmente origina o aumento verificado nas propriedades mecânicas. Quanto às amostras envelhecidas durante tempo superiores a H3, a densidade e tamanho dos precipitados β'' é muito idêntica à observada na amostra C3, com melhores propriedades mecânicas. A ligeira diminuição das propriedades mecânicas verificada nas amostras C5 e C6 pode estar associada a um ligeiro crescimento dos precipitados β'' . No entanto, este crescimento não é evidente por simples comparação das microestruturas obtidas em TEM. Pela análise dos mapas de número atômico verifica-se que os precipitados observados em SEM, para este conjunto de amostras, são ricos em Fe-Si-Mn, sendo a quantidade de precipitados de grandes dimensões, ricos em Mg, muito reduzida.

4.2. Resultados do estudo do estado de solubilização dos elementos de liga

A grande quantidade de precipitados de grandes dimensões e incoerentes com a matriz de alumínio encontrados em todas as amostras estudadas na primeira fase deste trabalho levantou suspeitas quanto à total solubilização das amostras no processo industrial. Por este motivo, nesta etapa do trabalho foi feito um estudo do estado de solubilização da liga. Para tal, três amostras, S1, S2 e S3, foram solubilizadas a uma temperatura, T_s2 , utilizada industrialmente pelo fornecedor desta liga. Cada uma das amostras foi sujeita a três diferentes tempos de solubilização, H_s1 , H_s2 , H_s3 . Estes resultados foram comparados com os de uma amostra, $S_{ext.}$, no estado solubilizado resultante do processo industrial de extrusão aqui estudado.

4.2.1. Resultados dos ensaios de microdureza Vickers

Para estas amostras as propriedades mecânicas foram estudadas através de ensaios de microdureza Vickers.

Os valores de HV obtidos para as amostras S1, S2 e S3 e $S_{ext.}$ encontram-se na tabela IV do anexo A. Na figura 4.23 pode-se observar a representação gráfica destes valores. Através da análise da figura 4.3.3. verifica-se que a amostra S1 sujeita a um tempo de solubilização menor, H_s1 , é a que apresenta menor valor de HV. A

amostra que apresenta maior valor de HV é a amostra S2. As amostras S2 e S3 apresentam valores de HV superiores ao da amostra S_{ext.} solubilizada durante o processo industrial.

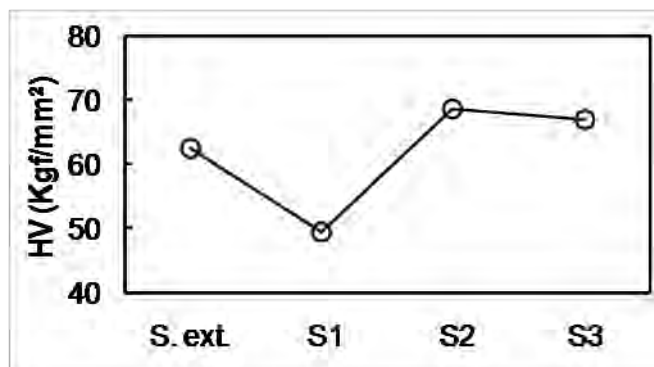


Figura 4.23 – Representação gráfica dos valores de HV obtidos para as amostras S_{ext.}, S1, S2 e S3

4.2.2. Análise microestrutural

Para verificar a presença ou ausência de precipitados, as três amostras foram observadas no SEM. No TEM foram observadas apenas as amostras S1 e S3. Em seguida serão apresentados os resultados obtidos por meio destas duas técnicas.

4.2.2.1. Resultados de SEM

Na figura 4.24 encontram-se os resultados obtidos no SEM para as amostras S1, S2, S3 e S_{ext.}. Da análise da figura verifica-se a presença de precipitados incoerentes com a matriz de alumínio em todas as amostras. Estes resultados mostram que os precipitados incoerentes e de grandes dimensões observados nas amostras anteriores não são totalmente dissolvidos em solução sólida. Este fenómeno observa-se quer para a amostra solubilizada durante o processo industrial da Extrusal, quer nas amostras solubilizadas laboratorialmente utilizando condições de solubilização padrão indicadas pelo fornecedor da liga.

Estes resultados permitem verificar que os elementos de liga não são na sua totalidade dissolvidos em solução sólida, existindo uma grande quantidade de precipitados dispersos pela matriz de alumínio em qualquer uma das amostras solubilizadas.

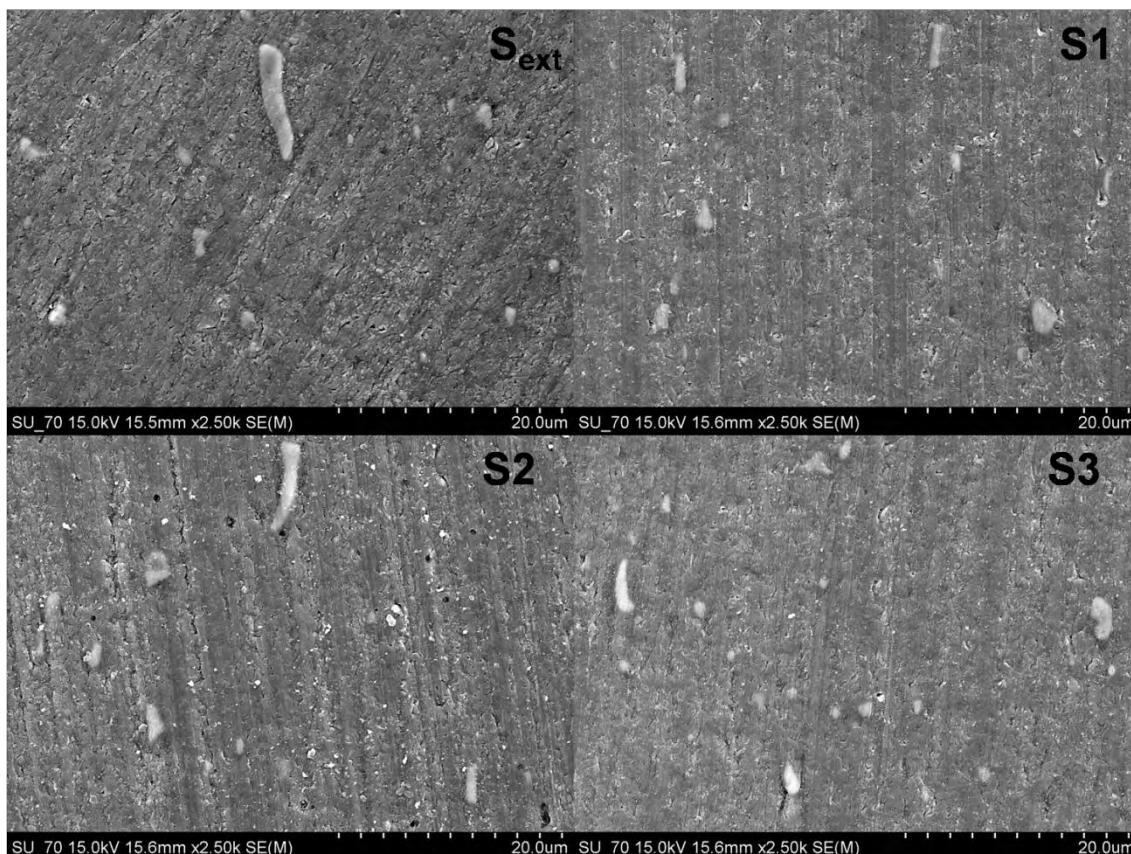


Figura 4.24 – Fotografias de SEM das amostras S_{ext} , S1, S2 e S3.

Os mapas de número atômico que revelam os principais elementos de liga das amostras S1, S3 e S_{ext} podem ser analisados nas figuras 4.25, 4.26 e 4.27 respectivamente. Através destes mapas pode-se observar que os precipitados observados em SEM nestas amostras têm a mesma composição química que os precipitados incoerentes encontrados nas amostra envelhecidas estudadas anteriormente, ou seja essencialmente Fe-Si-Mn e Al-Si. Para além de precipitados com esta natureza química, a figura 4.25 revela a presença de precipitados ricos em Mg na amostra S1. Na amostra S_{ext} , figura 4.27, é também visível a presença de precipitados ricos em Mg, no entanto a quantidade destes é menor. Na amostra S3, figura 4.26, não se verifica a presença de precipitados ricos em Mg. Estes resultados revelam que enquanto alguns elementos de liga, como o Fe, Si e Mn, permanecem precipitados com o aumento de tempo de TT de solubilização, a quantidade de Mg precipitada diminui com o aumento do tempo de solubilização. Este fenómeno pode ser explicado pelo facto de para a amostra S1, o tempo utilizado para solubilizar a liga, H_{s1} , não ser suficiente para dissolver todos os elementos de liga, inclusive o Mg e formar a SSSS. Para um maior tempo de solubilização, H_{s3} , há a dissolução completa do Mg, no entanto outros elementos de liga como o Fe, Si e Mn continuam a existir precipitados na matriz do alumínio. Relativamente a todos estes comentários repete-se

a ressalva sobre uma eventual falta de representatividade da região da amostra sujeita a análise

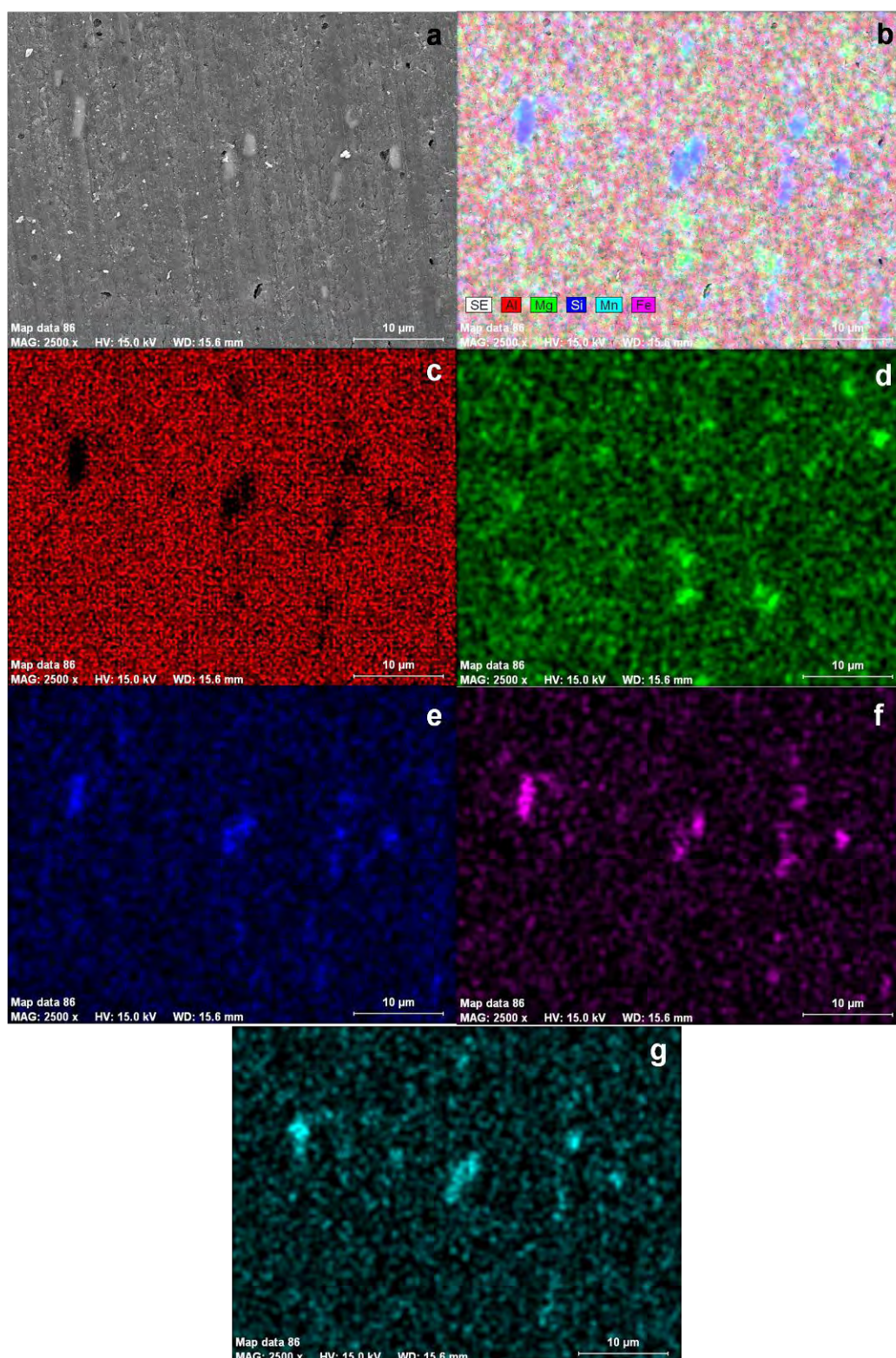


Figura 4.25 – Microestrutura (a) e mapas de número atômico obtidos por EDS que revelam a distribuição dos principais elementos de liga na amostra S1: b) conjunto dos cinco elementos; c) alumínio; d) magnésio; e) silício; f) ferro; g) manganês.

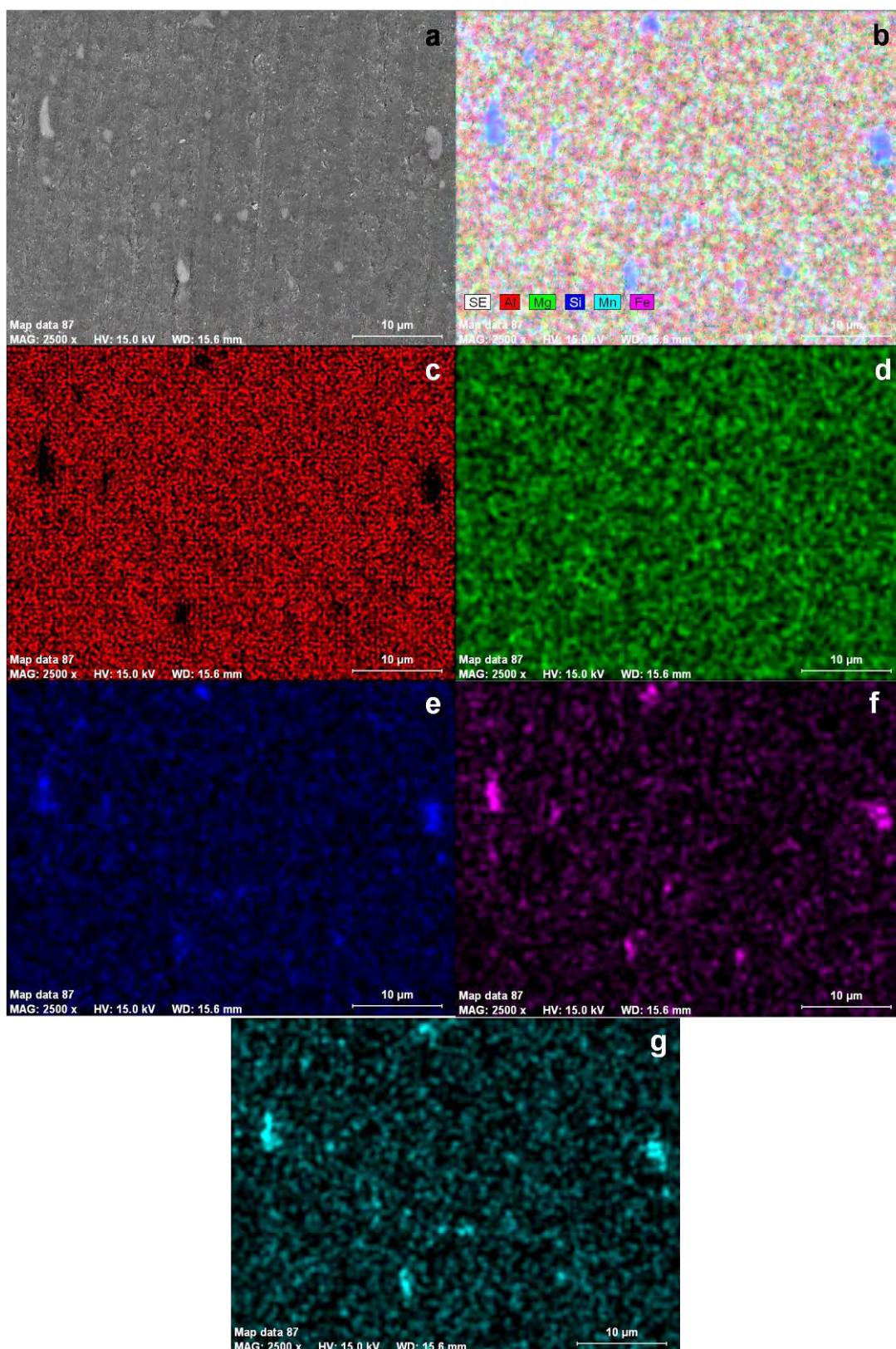


Figura 4.26 – Microestrutura (a) e mapas de número atômico obtidos por EDS que revelam a distribuição dos principais elementos de liga na amostra S3: b) conjunto dos cinco elementos; c) alumínio; d) magnésio; e) silício; f) ferro; g) manganês.

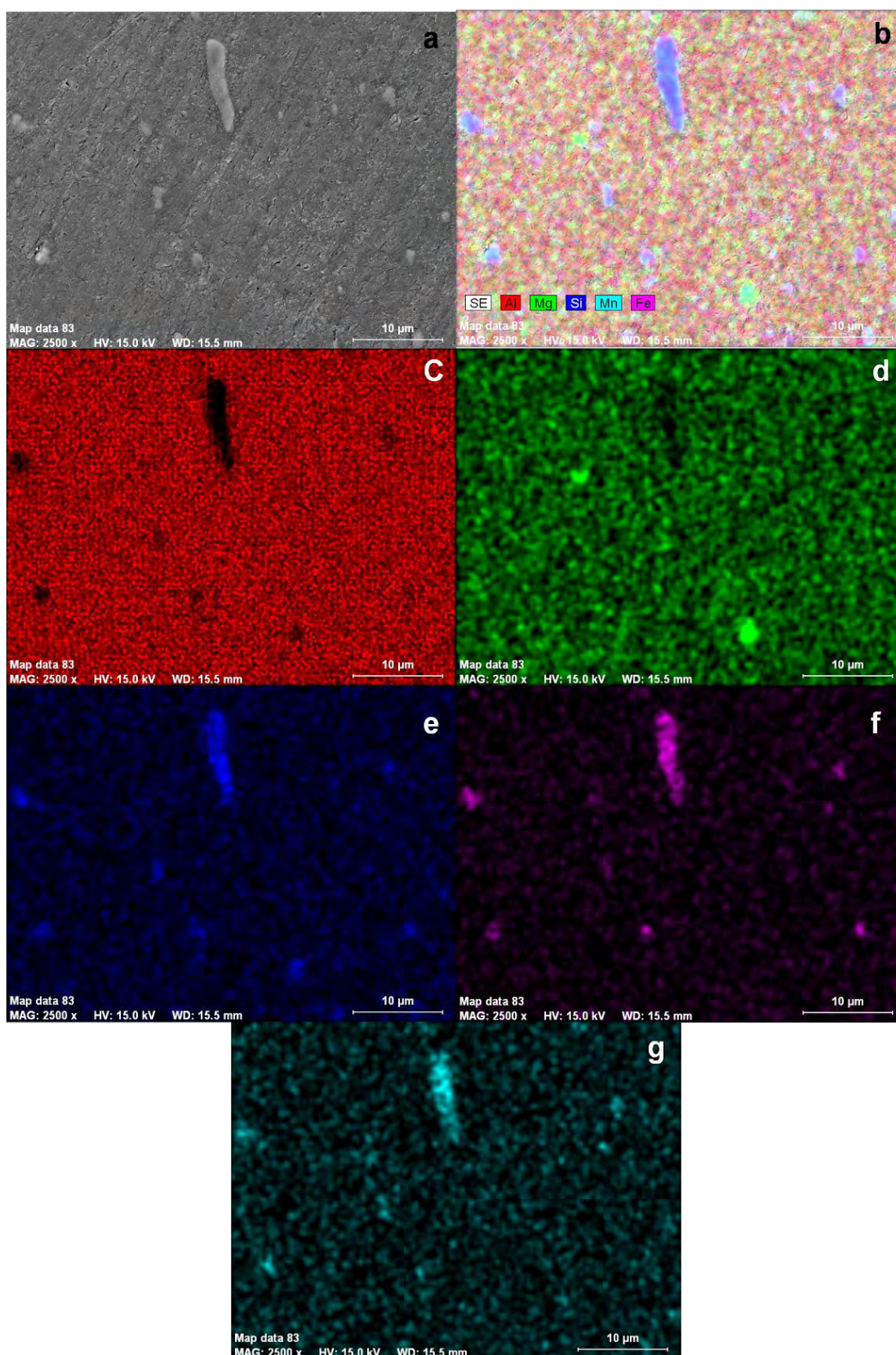


Figura 4.27 – Microestrutura (a) e mapas de número atômico obtidos por EDS que revelam a distribuição dos principais elementos de liga na amostra $S_{ext.}$: b) conjunto dos cinco elementos; c) alumínio; d) magnésio; e) silício; f) ferro; g) manganês

4.2.2.2. TEM

Na figura 4.28 podem-se observar as imagens de TEM obtidas para as amostras S1 e S3. Nestas imagens verifica-se que tanto para a amostra S1 como para S3 continuam a existir alguns precipitados incoerentes com a matriz e com dimensões mais reduzidas do que os observados em SEM.

Foi feita uma observação das amostras para uma ampliação maior de 100.000 vezes que permitiu verificar a existência de precipitados de Mg_2Si com fase β'' , nas amostras estudadas anteriormente. Para estas as amostras não foi observada a presença deste tipo de precipitados, o que confirma a importância do processo de envelhecimento.

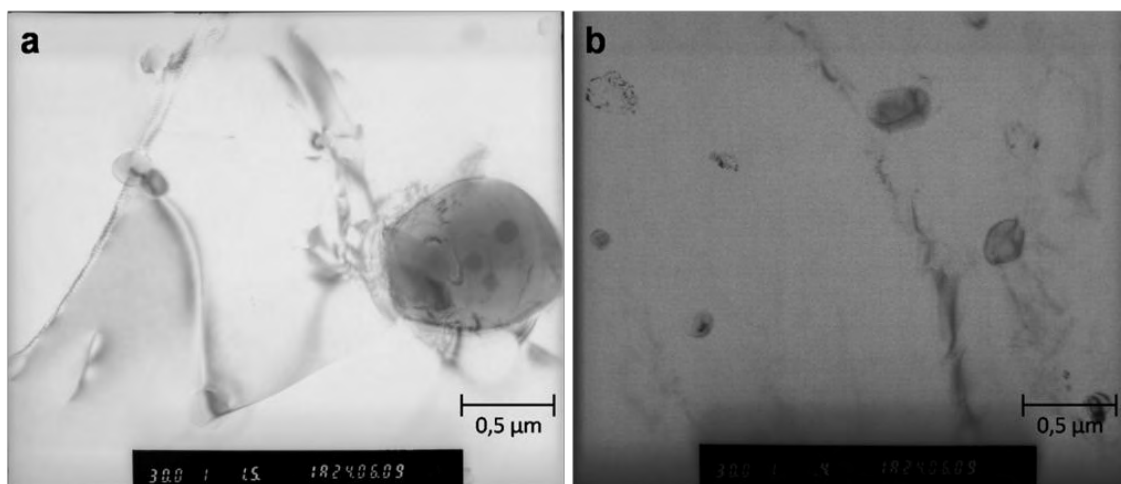


Figura 4.28 – Fotografias de TEM: a) amostra S1, ampliação 30000x; b) amostra S3, ampliação 30000x

4.2.3. Relação entre valores de microdurezas e as microestruturas

Dos resultados apresentados na figura 4.23 pode-se verificar que a amostra S1 apresenta um valor de HV inferior ao das outras amostras solubilizadas em condições diferentes. Esta amostra sujeita a um tempo de solubilização baixo, para além dos precipitados incoerentes ricos em Al-Si e Fe-Si-Mn, encontrados em todas as amostras, apresenta também uma grande quantidade de magnésio precipitado. Já na amostra S3 com um valor de HV significativamente superior ao da amostra S1, não se verificou a presença de Mg precipitado. Estes resultados sugerem que o tempo de solubilização a que a amostra S1 foi submetida, foi insuficiente para dissolver todos os elementos de liga, inclusive o Mg, não se obtendo a SSSS. Na amostra S3, embora

ainda exista uma grande quantidade de precipitados ricos em Al-Si e Fe-Si-Mn, o facto de não se verificar a presença de precipitados ricos em Mg leva-nos a admitir que todo o Mg foi dissolvido, e que a quantidade de solução sólida formada é maior. Tal poderá justificar o maior valor de HV obtido para a amostra S3 em relação à amostra S1, uma vez que a solução sólida, por si só, actua como obstáculo ao movimento das deslocações originando num aumento da resistência mecânica de liga.

Os resultados apresentados nesta parte do trabalho permitem tirar algumas dúvidas quanto à eficácia da solubilização da liga no processo industrial estudado. O estudo aqui feito mostra que não se trata de um problema de solubilização de elementos de liga importantes para o processo de envelhecimento (Si e Mg), mas sim de eventual excesso de elementos de liga que formam precipitados muito estáveis e difíceis de dissolver durante o TT de solubilização. No entanto, a presença destes precipitados não é prejudicial para os mecanismos de endurecimento por precipitação da liga, como se depreende do conjunto de resultados já apresentados.

4.3. Efeito do tempo de espera entre a têmpera e o envelhecimento artificial

Em seguida serão apresentados e discutidos os resultados do efeito do tempo de espera entre a têmpera e o envelhecimento artificial. Num processo industrial nem sempre todas as etapas são realizadas de um modo contínuo. Após a extrusão, por vezes os perfis ficam armazenados à espera da sua vez de entrar no forno de envelhecimento. Como foi dito na parte introdutória deste trabalho, durante o tempo de espera entre a têmpera e o envelhecimento artificial, pode ocorrer envelhecimento natural da liga. O envelhecimento natural pode ter influência nas propriedades mecânicas da liga após o envelhecimento artificial.

Para estudar este efeito, 6 amostras foram envelhecidas naturalmente durante períodos de tempo diferentes, amostras D1 a D6. Posteriormente estas amostras foram envelhecidas à temperatura T_{env1} , e durante um período de tempo H3 (originando as amostras E1 a E6). O comportamento mecânico destas amostras foi estudado com recurso a ensaios de microdureza Vickers.

4.3.1. Resultados dos ensaios de microdureza Vickers

Os valores de microdurezas obtidos para os conjuntos de amostras D e E encontram-se na tabela V do anexo A.

Na figura 4.29 encontram-se representados os valores de HV obtidos para as amostras do conjunto D e E. Pela análise da figura verifica-se que o aumento do

tempo de envelhecimento natural provoca um ligeiro aumento nos valores de HV (série D). No entanto, após o envelhecimento artificial não se verifica alteração significativa nos valores de microdureza para as diferentes amostras sujeitas a tempos diferentes de envelhecimento natural (série E).

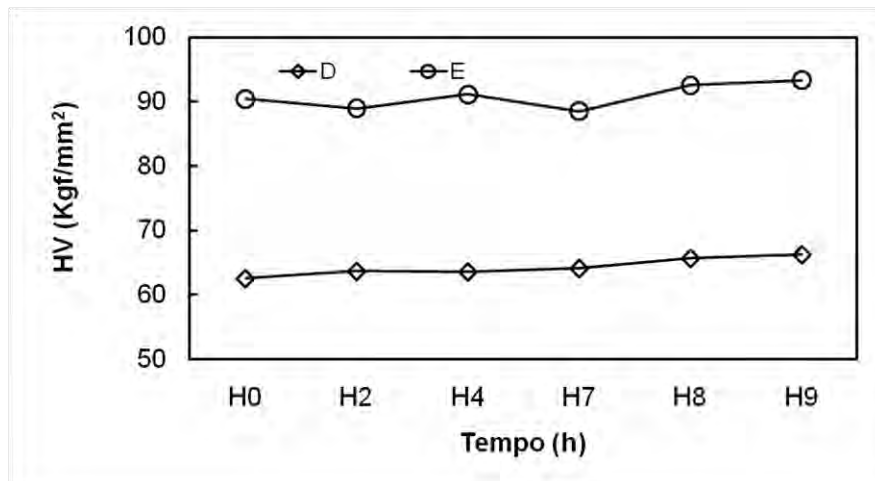


Figura 4.29 – Representação gráfica dos valores de HV obtidos para as amostras D1 a D6 e E1 a E6.

Desta forma, verifica-se que para o intervalo de tempo máximo estudado de envelhecimento natural, H9, este não afecta significativamente as propriedades mecânicas da liga. Visto não se verificarem alterações significativas nas propriedades destas amostras, não se procedeu à observação das mesmas em TEM e SEM.

4.4. Envelhecimentos efectuados em condições diferentes das indústrias

Na última etapa deste trabalho estudou-se o comportamento da liga sujeita a tratamentos térmicos de envelhecimento em condições diferentes daquelas estudadas na primeira etapa deste trabalho (T6). Quatro amostras foram sujeitas a quatro diferentes condições de tratamento térmico, como foi descrito na tabela 3.6. estas amostras foram identificadas neste trabalho de F1 a F4.

Foi dada especial atenção ao comportamento da liga sujeita a um tratamento de envelhecimento interrompido, T6I6 (amostra F3). Para tal, o comportamento da liga foi seguido ao longo deste tratamento térmico. As amostras sujeitas a este tratamento foram identificadas de G1 a G13 (tabela 3.7). Os resultados de microdureza e microestruturas obtidas para as amostras do conjunto G foram comparados com os resultados de amostras sujeitas a um tratamento térmico de envelhecimento T6, como o efectuado na primeira etapa do trabalho. Uma vez que o TT de envelhecimento

interrompido foi realizado a nível laboratorial, foi feito também um TT de envelhecimento T6, laboratorialmente, para se poderem comparar estes resultados. Estas amostras, como indicado na tabela 3.7., foram designadas neste trabalho de I1 a I6.

4.4.1. Propriedades mecânicas

O comportamento mecânico das amostras F1 a F4 foi estudado através de ensaios de tracção e de microdureza Vickers. Quanto às amostras dos conjuntos G e I foram efectuados apenas ensaios de microdureza Vickers. Os resultados obtidos serão apresentados e discutidos em seguida.

4.4.1.1. Resultados dos ensaios de tracção

Na tabela 4.2 encontram-se os valores de Rp02, Rm e %A obtidos para as amostras F1 a F4.

A amostra F1 foi apenas submetida a um TT de envelhecimento à temperatura T_{env2} , superior a T_{env1} , e durante um período de tempo curto, $H_{1/2}$. Este ensaio serve apenas como “padrão” para o ensaio da amostra F2.

Da análise da tabela 4.2 pode-se observar que os valores de Rm e Rp02 obtidos para a amostra F1 são muito baixos.

A amostra F3 sujeita a um envelhecimento interrompido, nas condições descritas na tabela 3.6, é a que apresenta maior resistência mecânica, sendo a única para a qual os valores de Rm e Rp02 são ligeiramente superiores à amostra C3 (pico de envelhecimento). Para as amostras F2 e F4 os valores de Rm e Rp02, embora sejam ligeiramente inferiores aos obtidos para a amostra C3, são valores elevados.

Tabela 4.2- Valores de Rp02, Rm e %A obtidos para as amostras F1 a F4 e comparação com os valores de C3

	F1	F2	F3	F4	C3
Rp02 (MPa)	185	322	333	316	330
Rm (MPa)	291	354	363	351	359
A(%)	19	17	16	15	15

É de notar que a amostra F3 apresenta também um valor de A(%) superior ao obtido para a amostra C3; tal sugere que, neste tratamento de envelhecimento, o ganho na resistência mecânica é menos prejudicial para a ductilidade da liga.

Comparando os valores de Rp02 e Rm obtidos para estas amostras com os valores da tabela 4.1. verifica-se que a amostra F1 apenas conseguiu atingir o estado T4. Quanto às amostras F2, F3 e F4, verifica-se que todas atingiram o estado T6.

4.4.1.2. Resultados dos ensaios de microdureza Vickers

Os valores de microdureza obtidos para conjunto F de amostras encontram-se na tabela VI do anexo A. Na figura 4.30 encontram-se representados os valores de Rp02 e HV obtidos para as amostras F1 a F4. Pode-se observar que os valores de HV obtidos estão de acordo com os valores de Rp02. Verifica-se um máximo de HV para a amostra F3. As amostras F2 e F4 apresentam valores de HV ligeiramente inferiores ao da amostra F3. A amostra F1 é a que apresenta menor valor de HV.

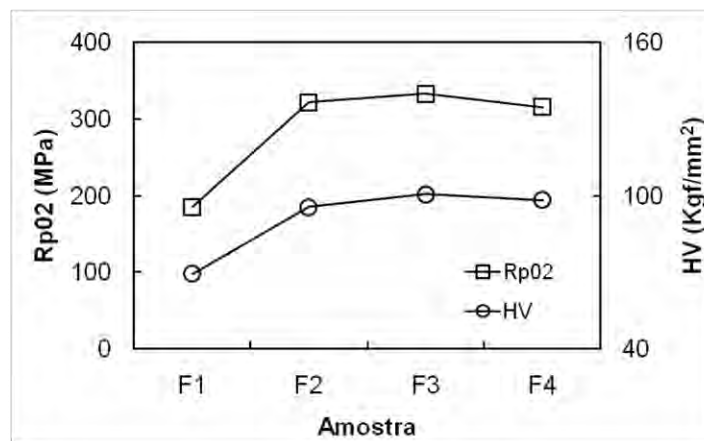


Figura 4.30- Representação gráfica de HV e Rp02 das amostras F1 a F4

Como se explicou na parte experimental, foi ainda estudado o comportamento mecânico da liga ao longo do tratamento térmico de envelhecimento interrompido, T6I6 (tabela 3.7, pág. 33). Para tal foram realizados ensaios de microdureza ao longo deste tratamento térmico (conjunto de amostras G). Como este ensaio foi realizado a nível laboratorial, os valores aqui obtidos não podem ser comparados directamente com os obtidos em tratamentos térmicos realizados em fornos industriais, vistos que os dois equipamentos têm tempos de resposta muito diferentes. Como tal, para que possa ser feita a comparação destes resultados com os obtidos num tratamento térmico isotérmico T6, 8 amostras, I1 a I8, foram envelhecidas à temperatura T_{env1} durante oito períodos de tempo diferentes, também em equipamento laboratorial.

Os resultados de HV obtidos para estes dois conjuntos de amostras encontram-se na tabela VII do anexo A. Estes valores estão representados graficamente na figura 4.31. Analisando os gráficos da figura 4.31 verifica-se que o

tratamento térmico T6I6 dá origem a amostras com valores de HV superiores aos das amostras sujeitas a T6. No entanto, o comportamento da liga 6082, observado neste trabalho, é ligeiramente diferente do de outras ligas do mesmo grupo sujeitas a um tratamento térmico do tipo T6I6. Num trabalho efectuado por J. Buha [1] foi estudado o comportamento mecânico da liga 6061 sujeita a diferentes condições de envelhecimento interrompido. Na figura 4.32 encontra-se representada a evolução dos valores de dureza da liga 6061 sujeita a um tratamento térmico de envelhecimento T6I6/177, T6I6/150 e T6. Na figura pode-se verificar que há um ligeiro aumento da dureza da liga após a etapa de envelhecimento natural do TT de envelhecimento interrompido. Este ligeiro aumento na dureza, que ocorre durante o envelhecimento natural é responsável pelo aumento significativo da dureza verificado na liga sujeita a T6I6 em relação à liga sujeita a T6.

No estudo efectuado neste trabalho, verifica-se que, para a condição de T6I6 estudada, a liga 6082 sofre uma diminuição de dureza no início do envelhecimento natural em relação ao final do pré-envelhecimento. Este comportamento não foi verificado no trabalho desenvolvido por J. Buha analisado acima. Com o aumento do tempo de envelhecimento natural observa-se um ligeiro aumento da dureza da liga, no entanto inferior ao observado no trabalho de J. Buha. Como resultado, o aumento da dureza da liga sujeita a T6I6 em relação a T6 não é tão grande como o que foi observado na liga 6061 no trabalho de J. Buha.

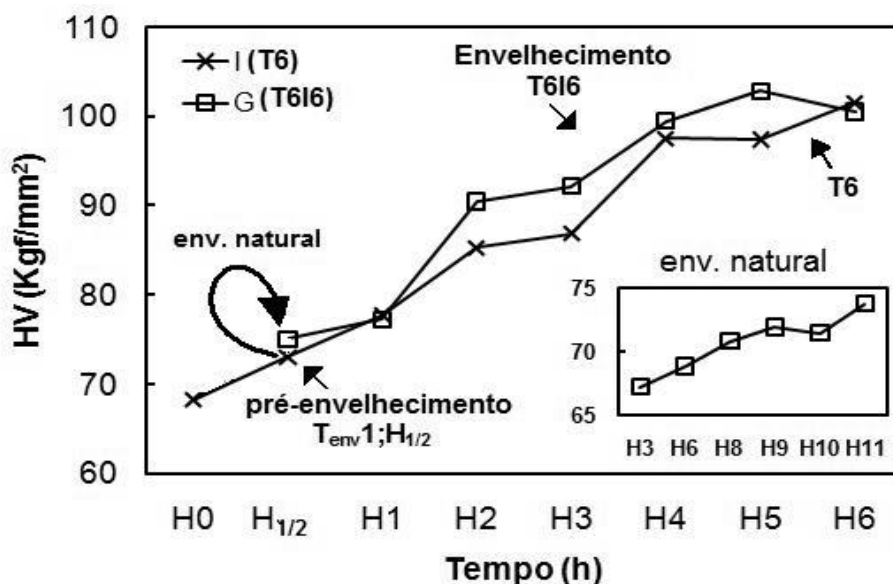


Figura 4.31 – Representação gráfica dos valores de HV para as amostras dos conjuntos G e I.

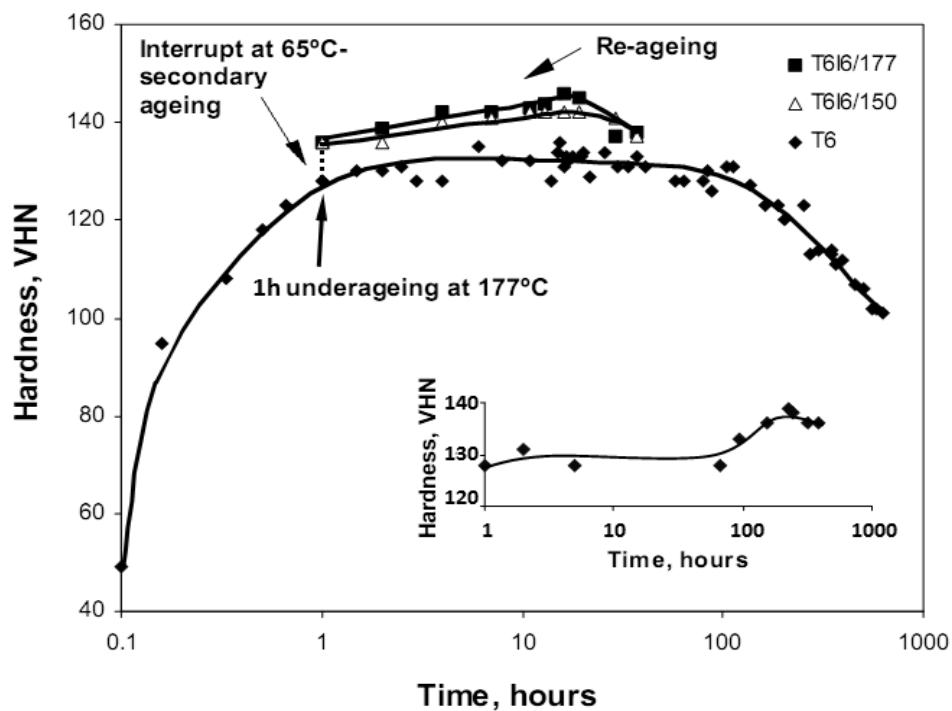


Figura 4.32 – Curvas de HV da liga 6061 sujeita a T6 e a T6I6. [1]

4.4.2. Análise microestrutural

4.4.2.1. Resultados de SEM

Na figura 4.33 encontram-se os resultados de SEM obtidos para as amostras F1 a F4. Pela análise da figura verifica-se que em todas as amostras existe uma grande quantidade de precipitados de grandes dimensões e incoerentes com a matriz de alumínio. Tal como se verificou para todas as amostras estudadas ao longo deste trabalho, estes precipitados apresentam uma forma alongada e estão alinhados segundo uma direcção preferencial que é a direcção de extrusão.

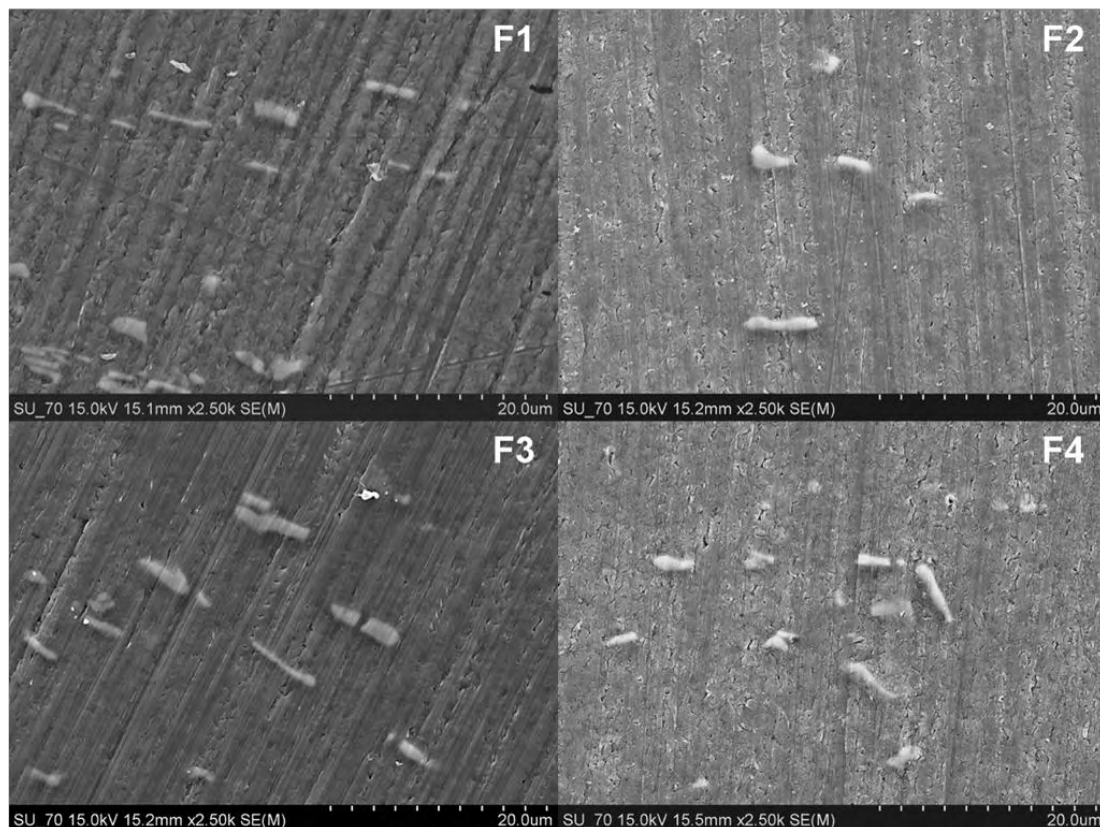


Figura 4.33 – Fotografias de SEM das amostras F1 a F4

Na figura 4.34 encontram-se os mapas de número atômico que revelam os principais elementos de liga da amostra F3. Os mapas de número atômico obtidos para as outras amostras não foram incluídos neste trabalho por serem idênticos ao da amostra F3 e portanto não acrescentarem informação relevante. Verifica-se pela análise da figura 4.34 que os precipitados observados em SEM na amostra F3 são essencialmente precipitados ricos em Fe-Si-Mn. Para além destes precipitados também se podem identificar alguns precipitados ricos em Mg em menor quantidade. Tratando-se do mesmo tipo de precipitados observados em SEM nas amostras estudadas ao longo deste trabalho, a origem e o efeito destes precipitados nas propriedades mecânicas da liga não será feita novamente.

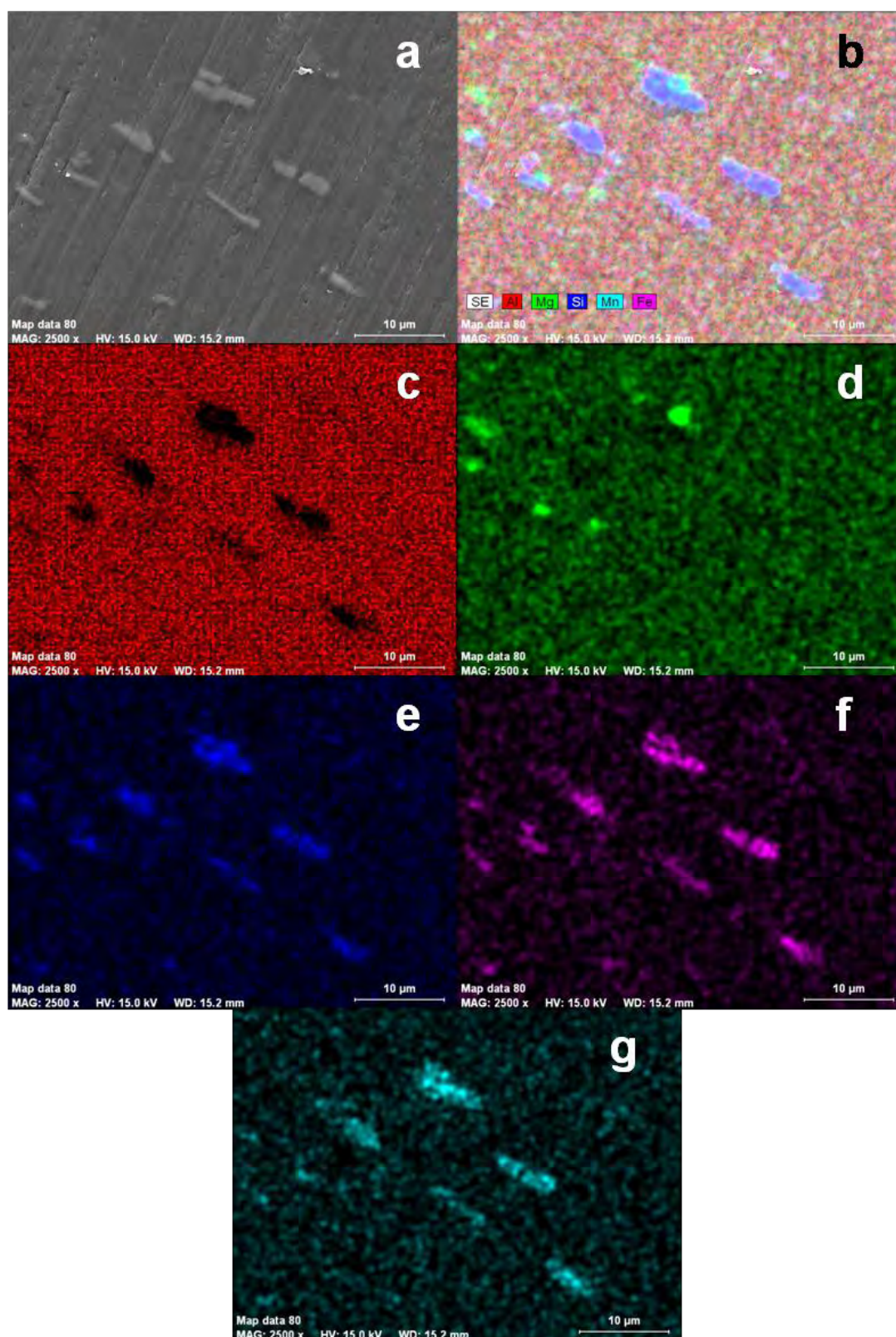


Figura 4.34 – Microestrutura (a) e mapas de número atômico obtidos por EDS que revelam a distribuição dos principais elementos de liga na amostra F3: b) conjunto dos cinco elementos; c) alumínio; d) magnésio; e) silício; f) ferro; g)manganês

Do conjunto de amostras G e I apenas serão discutidos os resultados de SEM das amostras G10 e I5, uma vez que as fotografias de SEM obtidas são todas muito semelhantes.

As imagens de SEM das amostras G10 e I5 encontram-se na figura 4.35, sendo muito semelhantes ao que se tem verificado ao longo deste trabalho. No entanto, na amostra G10 os precipitados não possuem forma tão alongada como os encontrados em outras amostras; também por este motivo, não é tão evidente que haja um alinhamento dos precipitados segundo a direcção de extrusão. Contudo não se verificam diferenças significativas entre a amostra sujeita a T6I6 (G10) e a amostra sujeita a T6 (I5).

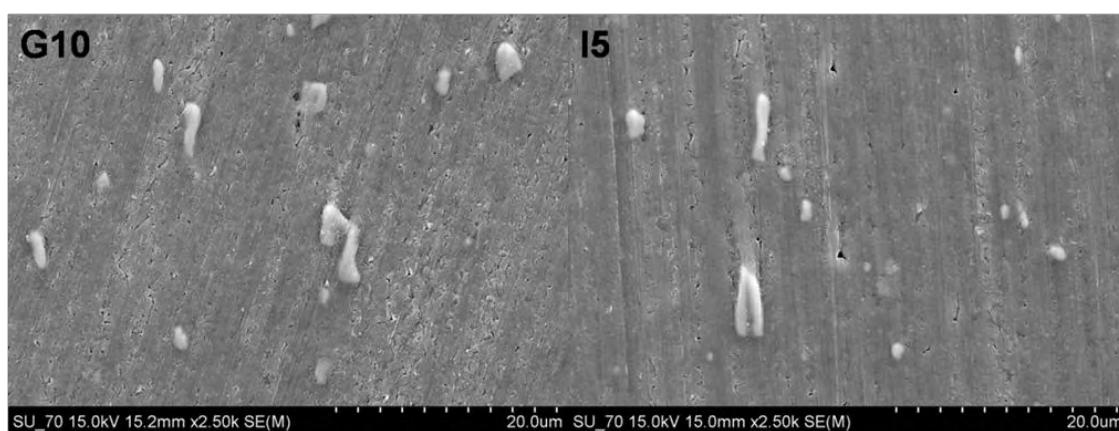


Figura 4.35- Fotografias de SEM das amostras G10 e I5.

Os mapas de número atómico que revelam os principais elementos de liga obtidos por EDS para as amostras G10 e I5 encontram-se nas figuras 4.36 e 4.37 respectivamente. Segundo os mapas apresentados verifica-se que os precipitados encontrados nestas amostras são na sua maioria precipitados ricos em Fe-Si-Mn, como os precipitados observados em SEM nas amostras observadas anteriormente. Na amostra G10 verifica-se a presença de uma pequena quantidade de precipitados ricos em Mg. Na amostra I5 não se verifica a presença de precipitados deste tipo.

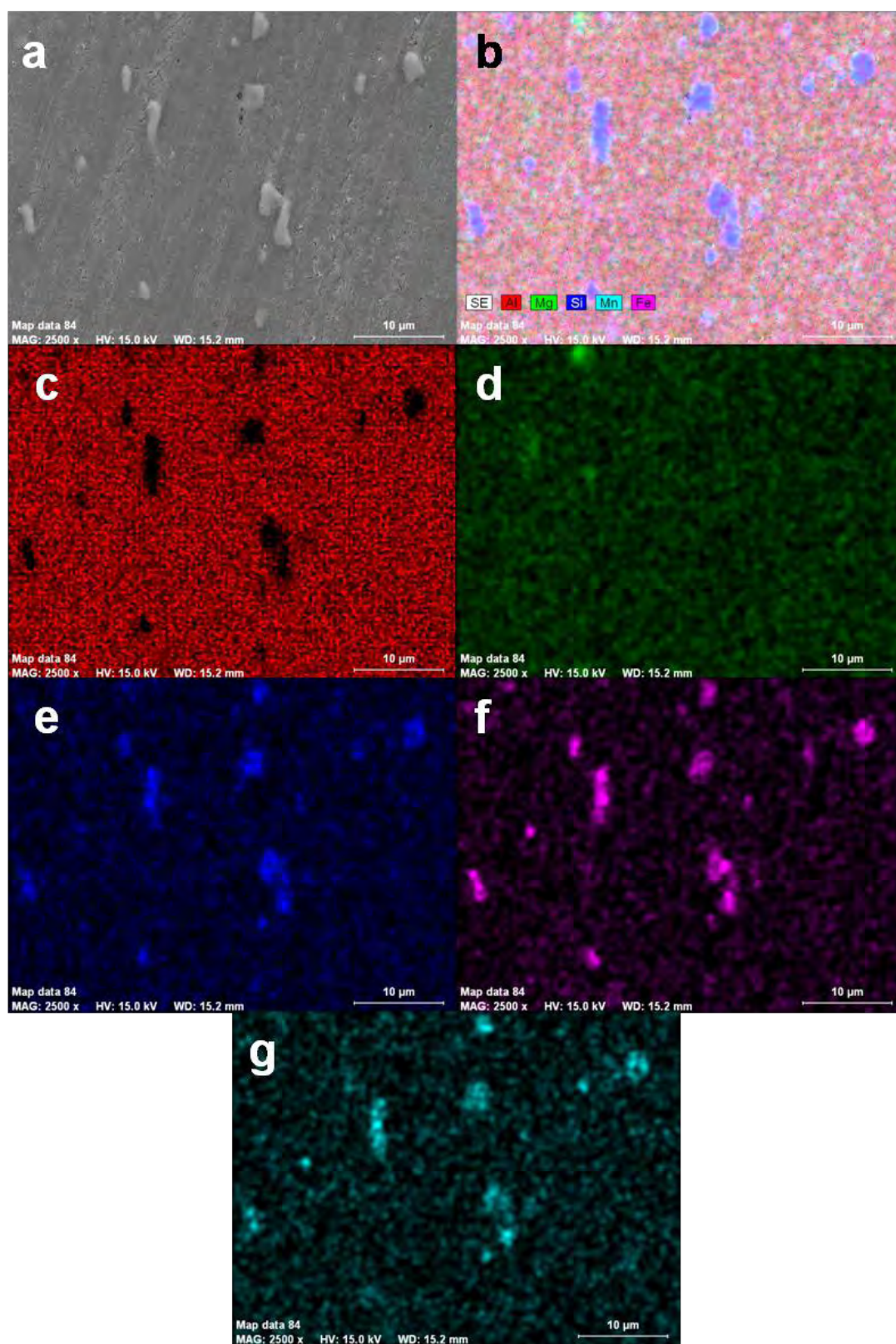


Figura 4.36 – Microestrutura (a) e mapas de número atômico obtidos por EDS que revelam a distribuição dos principais elementos de liga na amostra G10: b) conjunto dos cinco elementos; c) alumínio; d) magnésio; e) silício; f) ferro; g) manganês.

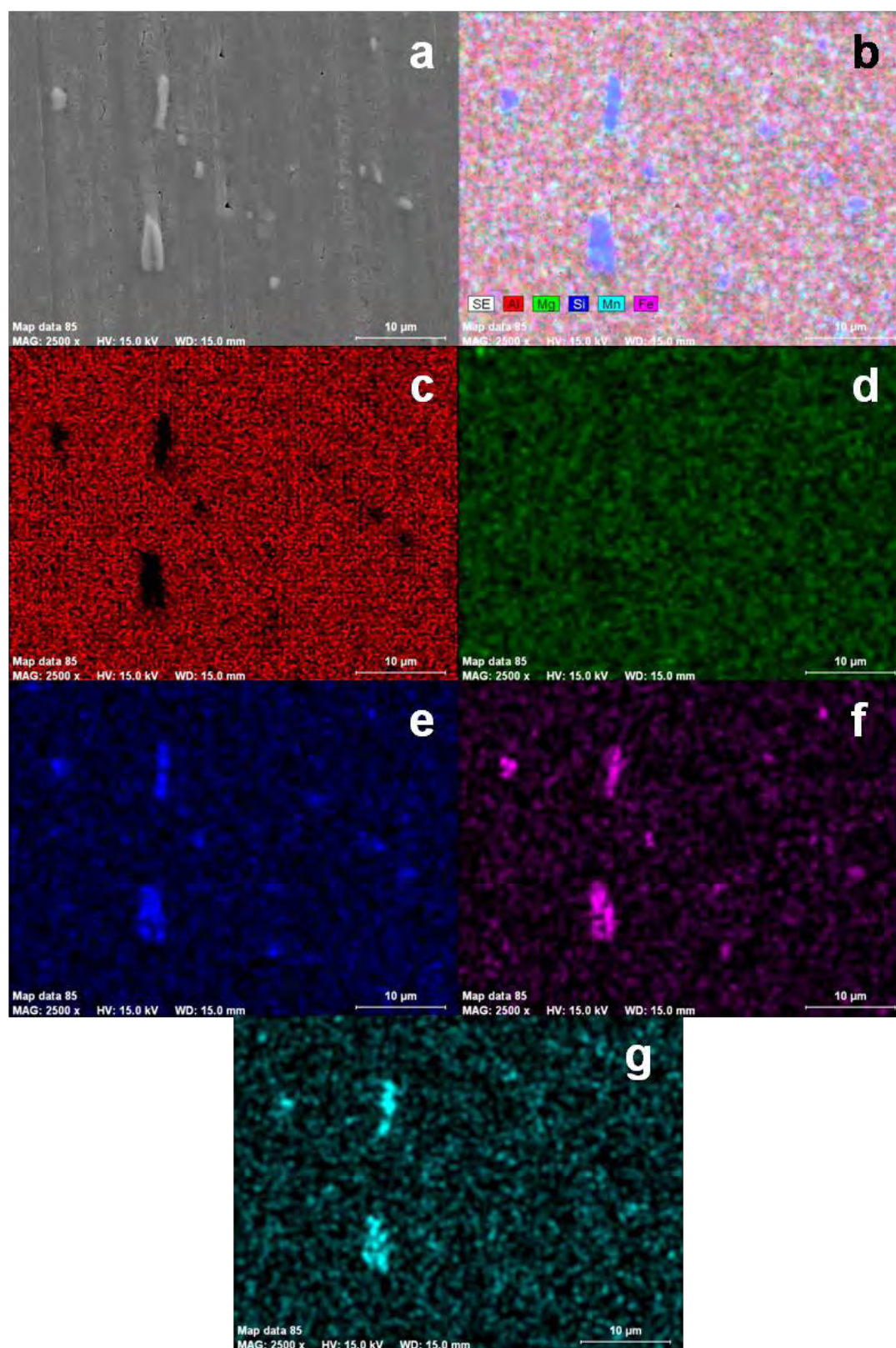


Figura 4.37 – Microestrutura (a) e mapas de número atômico obtidos por EDS que revelam a distribuição dos principais elementos de liga na amostra I5: b) conjunto dos cinco elementos; c) alumínio; d) magnésio; e) silício; f) ferro; g) manganês.

4.4.2.2. Resultados de TEM

As fotografias obtidas em TEM das amostras F1 a F4 encontram-se na figura 4.38. Observando as fotografias obtidas em TEM para estas amostras observa-se que a única amostra na qual não se verificou a presença de precipitados de Mg_2Si com fase β'' é a amostra F1. Nesta amostra apenas se observaram precipitados de grandes dimensões como se pode ver na figura 4.38 a). Nas amostras F2, F3 e F4 observa-se a presença de precipitados de β'' , como se pode ver nas figuras 4.38 c), e) e f) respectivamente. Para além dos precipitados β'' observou-se também a existência de uma grande quantidade de precipitados de grandes dimensões.

Uma comparação das imagens da figura 4.38 c), e) e f) sugere que a amostra F2 apresenta uma menor densidade de precipitados de β'' quando comparada com a amostras F3 e F4. Já os precipitados da amostra F4 são nitidamente maiores do que os observados nas amostras F2 e F3.

Dos conjuntos de amostras G e I foram escolhidas para observação em TEM as amostras G3, G6, G7, G10, I2 e I5. Nas amostras G3, G6, G7 e I2 não se verificou a presença de precipitados β'' . Nas amostras G10 e I5 observou-se a presença de precipitados β'' , como se pode ver na figura 4.39. Analisando as imagens da figura 4.39 pode-se ainda verificar que a amostra I5, sujeita a um tratamento T6, aparenta possuir uma densidade de precipitados β'' inferior à amostra G10, sujeita ao TT de envelhecimento T6I6.

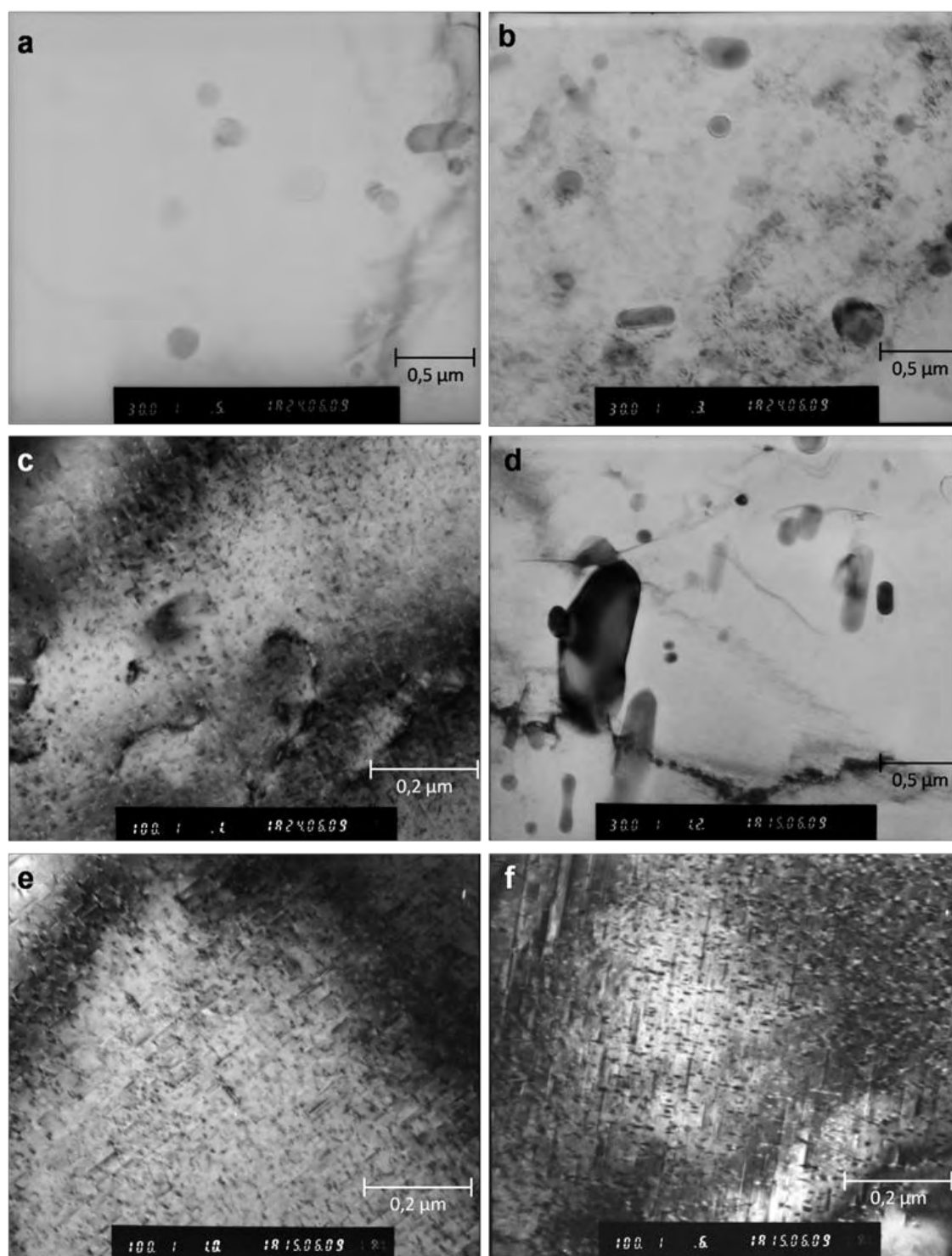


Figura 4.38 – Fotografias de TEM: a) amostra F1, ampliação 30000x; b) amostra F2, ampliação 30000x; c) amostra F2, ampliação 100000x; d) amostra F3, ampliação 30000x e) amostra F3, ampliação 100000x f) amostra F4, ampliação 100000x

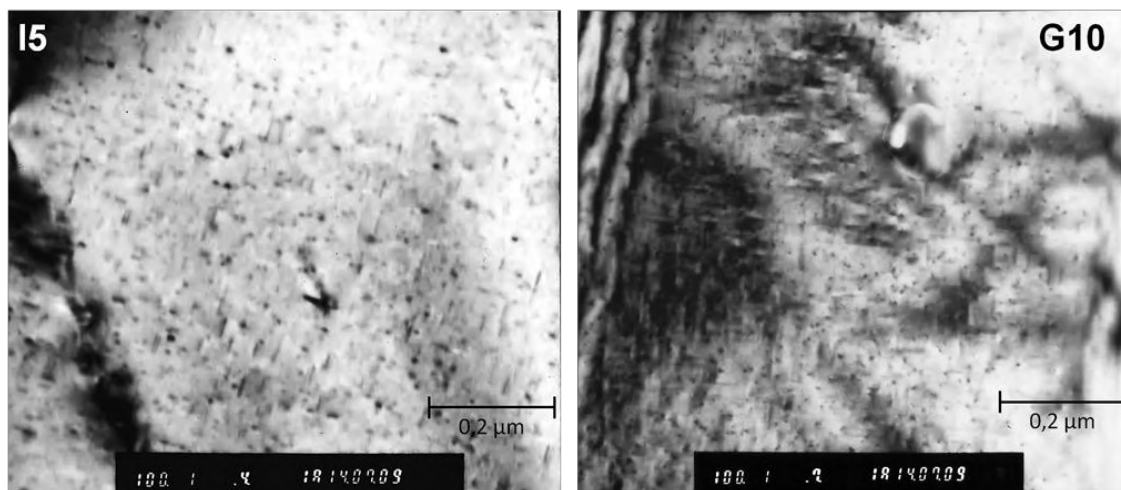


Figura 4.39 – Fotografias de TEM: a) amostra I5, ampliação 10.000x; b) amostra G10, ampliação 10.000x

4.4.3. Relação entre as propriedades mecânicas e microestruturas

Da análise das propriedades mecânicas e das respectivas microestruturas verifica-se que as amostras que possuem melhores propriedades mecânicas são aquelas em que se verifica a presença de precipitados β'' . As propriedades mecânicas da amostra F1 são muito baixas e não se verifica a presença de precipitados de fase β'' . Esta amostra foi submetida a um envelhecimento à temperatura T_{env2} superior a T_{env1} (temperatura de envelhecimento estudada nas primeiras etapas deste trabalho). No entanto, o envelhecimento foi realizado ao longo de um tempo mais curto, $H_{1/2}$. Para este tempo de envelhecimento é provável que tenha ocorrido formação de precipitados precursores dos β'' , como as zonas GP, que originaram o aumento verificado nas propriedades mecânicas em relação à liga no estado solubilizado. Estes precipitados possuem dimensões muito reduzidas pelo que não é fácil a sua observação em TEM.

Nas amostras F2, F3 e F4 as propriedades mecânicas da liga apresentam um aumento significativo da dureza em relação à liga solubilizada. Este aumento nas propriedades mecânicas deve-se à formação de precipitados β'' finos e distribuídos uniformemente na matriz de alumínio, como se verificou em TEM. Os valores de microdureza das amostras F2 e F4 são, contudo, inferiores aos obtidos para a liga sujeita ao tratamento de envelhecimento T6.

A amostra F3 é a amostra que apresenta maior valor de microdureza deste conjunto de amostras, sendo este ligeiramente superior ao obtido para a amostra C3 sujeita ao TT de envelhecimento T6. Comparando as microfotografias de TEM obtidas para as amostras C3 e F3 (figura 4.21 d) e 4.38 e), respectivamente) verifica-se que a

densidade de precipitados β'' presente na amostra F3 aparenta ser superior à observada na amostra C3. A maior densidade de precipitados β'' presente na amostra F3 é responsável por um ligeiro aumento nas propriedades mecânicas da liga.

O aumento da dureza na amostra F3 que sofreu um envelhecimento interrompido T6I6, pode ser mais facilmente explicado analisando os resultados das amostras do conjunto G, que resultam do acompanhamento de um TT de envelhecimento T6I6 ao longo do tempo. Durante este tratamento térmico verificou-se, como se discutiu acima, um aumento da dureza da liga sujeita a T6I6 em relação a T6. A melhoria nas propriedades mecânicas da liga sujeita a um TT de envelhecimento interrompido está relacionada com o envelhecimento natural da liga após o pré-envelhecimento. Embora este mecanismo de endurecimento ainda não esteja muito bem compreendido, acredita-se que durante a etapa de envelhecimento natural, posteriormente ao pré-envelhecimento, haja a formação de uma grande densidade de zonas GP. Estas zonas GP são precursoras dos precipitados de Mg_2Si como fase β'' que mais contribuem para o endurecimento da liga. Durante o envelhecimento do TT T6I6 originam uma grande densidade de precipitados β'' finos e distribuídos uniformemente na matriz de alumínio aumentando a dureza da liga.

Analisando as amostras de TEM obtidas para este conjunto de amostras e comparando estes resultados com os valores de microdureza verifica-se que as amostras sujeitas a T6I6 aparentam ter uma maior densidade de precipitados β'' em relação às amostras sujeitas a T6. Este resultado é coerente com a maior dureza obtida nas amostras sujeitas a T6I6. No entanto, devido à impossibilidade de observar outros precipitados mais pequenos do que os precipitados β'' no TEM, como as zonas GP, que seriam importantes para estudar as transformações ocorridas na liga durante este tipo de TT e que conduzem ao aumento da resistência mecânica da liga, não é possível comentar com fundamento sobre a influência das zonas GP neste tipo de TT. Para realizar um estudo mais aprofundado dos precipitados formados ao longo do TT do tipo T6I6 e a sua relação com as propriedades mecânicas, seria necessário identificar os precipitados mais pequenos responsáveis pelas alterações microestruturas finais da liga e das suas propriedades mecânicas.

4.5. Conclusões

A realização deste trabalho permitiu tirar conclusões importantes para a compreensão do processo de endurecimento por precipitação de perfis da liga 6082 obtida pelo processo de extrusão industrial da Extrusal. Em seguida será feita um sumário das conclusões gerais deste trabalho.

Na primeira parte deste trabalho observou-se a existência de diferenças de comportamento mecânico ao longo de um perfil extrudido e supostamente envelhecido nas mesmas condições. Um pequeno estudo em zonas diferentes do perfil extrudido e envelhecido revelou que existia uma região limitada do perfil com propriedades mecânicas inferiores. Uma observação atenta do processo de extrusão e têmpera revelou que esta variação está associada a parâmetros característicos do processo que originam condições de têmpera impróprias para esta liga nesta zona do perfil. Este estudo permitiu seleccionar um conjunto de provetes homogêneos para que os estudos realizados posteriormente não fossem afectados por esta variável, bem como definir condições fiáveis para o fabrico de componentes desta liga.

Os resultados dos ensaios de tracção e microdureza obtidos para a liga sujeita a um TT de envelhecimento T6 à temperatura T_{env1} e durante um intervalo de tempo de H1 a H6, com interesse industrial, permitiram concluir que a liga apresenta o valor máximo de propriedades mecânicas para o tempo de envelhecimento H3. Os resultados de TEM confirmam que este máximo nas propriedades mecânicas da liga se deve à existência de uma elevada densidade de precipitados β'' finos e distribuídos uniformemente na matriz de alumínio.

Para além dos precipitados β'' observados através do TEM em amostras envelhecidas, através de observações em TEM e SEM verifica-se em todas as amostras a existência de uma grande quantidade de precipitados incoerentes de grandes dimensões. Na sua maioria estes precipitados são ricos em Fe-Si-Mn existindo também algum Mg precipitado em algumas amostras. A existência destes precipitados levantou algumas suspeitas quanto ao estado de solubilização da liga antes do envelhecimento. A comparação das microestruturas da liga solubilizada durante o processo industrial e de outras amostras solubilizadas a uma temperatura (T_{s2}), indicada pelo fornecedor, e durante três tempos diferentes revelaram que, para qualquer tempo de TT de solubilização estudado, mesmo para o mais alto recomendado como óptimo pelo fornecedor da liga, existe uma grande quantidade de precipitados incoerentes e de grandes dimensões com a mesma composição química que a dos precipitados de grandes dimensões observados nas amostras envelhecidas. Estes resultados levam à conclusão de que a existência destes precipitados nas amostras envelhecidas não resulta de uma solubilização ineficaz da liga mas sim da existência de precipitados muito estáveis que não são dissolvidos durante a solubilização. Apesar da presença destes precipitados acredita-se que uma grande quantidade de Mg e Si são dissolvidos durante o TT de solubilização, garantindo a capacidade de endurecimento por precipitação da liga.

O estudo efectuado neste trabalho, com o objectivo de verificar o efeito do tempo de espera entre a têmpera e o envelhecimento artificial nas propriedades mecânicas finais, revelou que para o tempo máximo de espera estudado, as propriedades mecânicas não sofrem nenhuma alteração substancial.

O TT de envelhecimento interrompido estudado (T6I6) deu origem a amostras com propriedades mecânicas superiores às obtidas no estado T6. Os resultados de TEM revelam que o TT de envelhecimento interrompido origina uma maior densidade de precipitados β'' finos e distribuídos uniformemente pela matriz de alumínio. Este aumento na quantidade de precipitados β'' estará presumivelmente relacionado com uma grande formação de zonas GP durante a etapa de envelhecimento natural. Estas zonas GP, durante o envelhecimento, originam precipitados β'' .

4.6. Trabalho futuro

Como trabalho futuro seria interessante fazer um acompanhamento do comportamento da liga extrudida e sujeita a TT de envelhecimento, T6, à temperatura Tenv1, num período de tempo mais alargado do que o utilizado neste trabalho. Embora com pouco interesse do ponto de vista industrial, este estudo seria interessante para verificar o comportamento da liga desde o seu estado solubilizado até ao sobre-envelhecimento. Para uma melhor compreensão da evolução microestrutural ao longo de tempo de envelhecimento seria interessante recorrer a técnicas que permitam observar transformações microestruturas, como a formação de aglomerados e de zonas GP, que não é possível observar como recurso simples a TEM.

Seria também interessante efectuar um envelhecimento numa liga solubilizada no processo de extrusão da Extrusal e outra solubilizada nas condições de solubilização indicadas como ideais pelo fornecedor da liga. Este estudo seria importante para verificar se a existência de algum magnésio precipitado, observada neste trabalho na liga solubilizada no processo industrial, limita as propriedades mecânicas da liga envelhecida.

Finalmente, um outro trabalho que será importante desenvolver é o estudo de outras condições de TT de envelhecimento interrompido, T6I6. Seria importante explorar outros tempos de pré-envelhecimento, de envelhecimento natural e outras temperaturas de envelhecimento de forma a maximizar as propriedades mecânicas conseguidas neste tipo de envelhecimento. A optimização das condições de envelhecimento interrompido poderá resultar numa liga com propriedades mecânicas bastante superiores às obtidas na liga no estado T6 e com potencial para ser utilizada

em outro tipo de aplicações. Para uma melhor compreensão das transformações microestruturais que ocorrem durante este tipo de TT e que são responsáveis pelas propriedades finais da liga seria importante fazer um estudo mais detalhado utilizando também o HR TEM pelas mesmas razões já mencionadas acima.

4. 5 Bibliografia

- [1] M.M.M. Martins, *Estudo do comportamento das ligas de alumínio 6061 e 6082, Tese de Mestrado, Universidade de Aveiro* (2008)
- [2] J. Buha, *Interrupted ageing of Al-Mg-Si-Cu alloys*, PhD Thesis, University of New South Wales (2005)

Anexos

Anexo A

Tabelas de resultados de propriedades mecânicas obtidas a partir dos ensaios de tracção e de microdureza Vickers das amostras estudadas

Tabela I - Valores de Rp02, Rm e % A dos conjuntos de amostras A, B e C.

Amostra	Rp02 (MPa)	Rm (MPa)	A (%)
A1	133	204	22.34
A2	158	221	22.37
A3	256	296	16.60
A4	177	233	20.44
A5	276	311	16.25
A6	195	240	21.13
B1	325	356	--
B2	160	231	--
B3	277	309	--
C1	284	349	17.47
C2	314	350	15.87
C3	330	359	14.99
C4	329	356	15.26
C5	324	353	15.00
C6	325	356	--

Tabela II- Resultados dos ensaios de tracção dos provetes das amostras A1 a A6

		A1	A2	A3	A4	A5	A6
1º ensaio	Rp02 (MPa)	184.00	236.00	256.00	248.00	255.00	145.00
	Rm (MPa)	264.00	292.00	296.00	297.00	291.00	197.00
	A (%)	20.14	17.20	16.60	15.56	15.84	22.18
2º ensaio	Rp02 (MPa)	110.00	118.00	--	147.00	302.00	142.00
	Rm (MPa)	179.00	187.00	--	215.00	333.00	193.00
	A (%)	25.20	25.06	--	21.16	16.76	23.58
3º ensaio	Rp02 (MPa)	104.00	119.00	--	135.00	272.00	298.00
	Rm (MPa)	168.00	184.00	--	188.00	310.00	329.00
	A (%)	21.68	24.86	--	24.60	16.16	17.64
Desvio padrão	Rp02 (MPa)	44.56	67.84	--	62.07	23.80	89.21
	Rm(MPa)	52.54	61.51	--	56.77	21.03	77.39
	A (%)	2.59	4.48	--	4.56	0.47	3.11

Tabela III – Resultados de microdureza obtidos para as amostras A1 a A6, B1 a B3 e C1 a C2

	HV _{médio} (Kgf/mm ²)	S (Kgf/mm ²)	NP 711- 1:1990	Distribuição t de Student
A1	48.60	0.65	49 HV 0,2/15	48.60 ± 0.68 HV
A2	80.34	3.66	80 HV 0,2/15	80.34 ± 3.85 HV
A3	81.07	1.50	81 HV 0,2/15	81.07 ± 1.58 HV
A4	53.07	0.57	53 HV 0,2/15	53.07 ± 0.59 HV
A5	85.09	1.55	85 HV 0,2/15	85.09 ± 1.63 HV
A6	54.97	0.89	55 HV 0,2/15	54.97 ± 0.93 HV
B1	97.43	2.02	97 HV 0,2/15	97.43 ± 1.69 HV
B2	58.69	1.36	59 HV 0,2/15	58.69 ± 1.14 HV
B3	95.36	3.07	95 HV 0,2/15	95.36 ± 2.57 HV
C1	88.06	1.90	88 HV 0,2/15	88.06 ± 1.59 HV
C2	95.79	1.13	96 HV 0,2/15	95.79 ± 0.95 HV
C3	98.67	2.19	95 HV 0,2/15	94.67 ± 1.83 HV
C4	99.22	2.05	99 HV 0,2/15	99.22 ± 1.71 HV
C5	95.67	0.89	96 HV 0,2/15	95.67 ± 0.74 HV
C6	97.43	2.02	97 HV 0,2/15	97.43 ± 1.69 HV

Tabela IV - Resultados de microdureza obtidos para as amostras S_{ext.}, S1, S2 e S3

	HV _{médio} (Kgf/mm ²)	S (Kgf/mm ²)	NP 711- 1:1990	Distribuição t de Student
S _{ext.}	62.55	1.18	63 HV 0,2/15	62.55 ± 0.99 HV
S1	49.47	1.37	49 HV 0,2/15	49.47 ± 1.15 HV
S2	68.46	2.25	68 HV 0,2/15	68.46 ± 1.88 HV
S3	66.91	1.67	67HV 0,2/15	66.91 ± 1.40 HV

Tabela V - Resultados de microdureza obtidos para as amostras D1 a D6 e E1 a E6

Amostra	HV médio (Kgf/mm ²)	S (Kgf/mm ²)	NP 711-1:1990	Distribuição t de Student
D1	62.55	1.18	63 HV 0.2/15	62.55 ± 0.99
D2	63.68	1.19	64 HV 0.2/15	63.68 ± 1.00
D3	63.60	1.36	64 HV 0.2/15	63.60 ± 1.14
D4	64.12	1.10	64 HV 0.2/15	64.12 ± 0.92
D5	65.69	0.83	66 HV 0.2/15	65.69 ± 0.69
D6	66.25	1.00	66 HV 0.2/15	66.25 ± 0.84
E1	90.40	1.40	90 HV 0.2/15	90.40 ± 1.17
E2	88.95	2.01	89 HV 0.2/15	88.95 ± 1.68
E3	91.14	2.43	91 HV 0.2/15	91.14 ± 2.03
E4	88.51	1.74	89 HV 0.5/15	88.51 ± 1.46
E5	92.52	2.14	93 HV 0.2/15	92.52 ± 1.79
E6	93.31	1.48	93 HV 0.2/15	93.31 ± 1.24

Tabela VI - Resultados de microdureza obtidos para as amostras do conjunto F

	HV _{médio} (Kgf/mm ²)	S (Kgf/mm ²)	NP 711-1:1990	Distribuição t de Student
F1	69.35	2.36	69 HV 0,2/15	69.35 ± 1.98 HV
F2	97.74	2.75	98 HV 0,2/15	97.74 ± 2.30 HV
F3	101.04	0.83	101 HV 0,2/15	101.04 ± 0.69 HV
F4	95.47	1.32	95 HV 0,2/15	95.47 ± 1.11 HV

Tabela VII- Resultados de microdureza Vickers obtidos para as amostras dos conjuntos G e I

Amostra	HV médio (Kgf/mm ²)	S (Kgf/mm ²)	NP 711-1:1990	Distribuição t de Student
G1	67.24	0.78	67 HV 0.2/15	67.24 ± 0.65
G2	68.87	2.10	69 HV 0.2/15	68.87 ± 1.76
G3	70.80	1.59	71 HV 0.2/15	70.80 ± 1.33
G4	71.93	2.06	72 HV 0.2/15	71.93 ± 1.72
G5	71.44	1.23	71 HV 0.2/15	71.44 ± 1.03
G6	73.72	1.40	74 HV 0.2/15	73.72 ± 1.17
G7	75.05	1.44	75 HV 0.2/15	75.05 ± 1.21
G8	77.25	1.69	77 HV 0.2/15	77.25 ± 1.42
G9	90.44	2.44	90 HV 0.2/15	90.44 ± 2.05
G10	92.16	2.31	92 HV 0.5/15	92.16 ± 1.93
G11	99.43	2.72	99 HV 0.2/15	99.43 ± 2.28
G12	102.80	2.26	102 HV 0.2/15	102.80 ± 1.89
G13	100.47	2.65	100 HV 0.2/15	100.47 ± 2.22
I1	68.21	1.20	68 HV 0.2/15	68.21 ± 1.01
I2	73.04	1.27	73 HV 0.2/15	73.04 ± 1.06
I3	77.68	1.23	78 HV 0.2/15	77.68 ± 1.03
I4	85.24	1.44	85 HV 0.2/15	85.24 ± 1.21
I5	86.81	1.59	87 HV 0.2/15	86.81 ± 1.33
I6	97.51	1.61	98 HV 0.2/15	97.51 ± 1.35
I7	97.38	1.64	97 HV 0.2/15	97.38 ± 1.37
I8	101.49	1.25	101 HV 0.2/15	101.49 ± 1.05